L. SOFRONI V. BRABIE C. BRATU

BAZELE TEORETICE ALE TURNĂRII

EDITURA DIDACTICĂ ȘI PEDAGOGICĂ
BUCUREȘTI - 1980

Scanned with OKEN Scanner

MINISTERUL EDUCAȚIEI ȘI ÎNVĂȚĂMÎNTULUI

Prof dr. ing. **L. SOFRONI**, Șef lucrări dr. ing. **V. BRABIE**
Șef. lucrări ing. **C. BRATU**

BAZELE TEORETICE ALE TURNĂRII

EDITURA DIDACTICĂ ȘI PEDAGOGICĂ
BUCUREȘTI – 1980

Scanned with OKEN Scanner

PREFAȚĂ

Cursul „Bazele teoretice ale turnării" tratează cunoștințele actuale privind principalele procese care au loc în timpul realizării pieselor și semifabricatelor metalice turnate din aliaje feroase și neferoase și anume: procesele de curgere a aliajelor care se desfășoară la umplerea formelor, procesele de cristalizare și solidificare a aliajelor, de transfer de căldură și de masă, de contracție, precum și procesele care se petrec la suprafața de contact dintre formă și aliajul lichid în curs de răcire.

Sînt analizate de asemenea principalele fenomene care apar ca o consecință naturală a proceselor fizico-chimice și mecanice care au loc în etapa de curgere, răcire, cristalizare și solidificare a aliajelor în cavitatea formelor, adică în timpul obținerii pieselor turnate propriu-zise. În această etapă apar cele mai multe din defectele pieselor turnate întîlnite în practică și anume: părțile neumplute, retasura, segregația, tensiunile, crăpăturile, suflurile și aderențele.

Rezultă că etapa turnării (umplerea formei cu aliaj lichid, solidificarea și răcirea acesteia) este una din cele mai importante din etapele ciclului de fabricație a piesei turnate.

La interpretarea proceselor și fenomenelor analizate în cadrul cursului, autorii au ținut seama de rezultatele cercetărilor obținute în ultimul timp pe plan mondial și mai ales de contribuția unor autori pe linia aplicării teoriei la explicarea fenomenelor întîlnite în practică.

Lucrarea este destinată studenților de la specialitatea Turnarea metalelor și aliajelor *din Facultatea de metalurgie.*

Autorii speră că lucrarea de față va putea să ofere suficiente date care să vină în sprijinul studenților și inginerilor în vederea explicării fenomenelor complexe, diverse și cu consecințe importante economice întîlnite în practica turnătoriilor de piese din fontă, oțeluri și aliaje neferoase.

Scanned with OKEN Scanner

CUPRINS

CAP. 1. — *STRUCTURA ŞI PROPRIETĂŢILE METALELOR ŞI ALIAJELOR ÎN STARE LICHIDĂ* 7
1.1. Introducere 7
1.2. Topirea cristalelor ca proces atomic 14
1.3. Caracteristici ale topirii metalelor şi aliajelor 18
1.4. Teorii asupra structurii stării lichide 25
1.5. Proprietăţile metalelor şi aliajelor în stare lichidă 35
CAP. 2. — *CURGEREA ALIAJELOR LICHIDE* 55
2.1. Fluiditatea metalelor şi aliajelor 55
2.1.1. Determinarea fluidităţii 56
2.1.2. Factorii principali care influenţează fluiditatea 58
2.2. Curgerea metalelor şi aliajelor prin canale 69
2.2.1. Legea continuităţii 69
2.2.2. Legea energiilor 73
2.2.3. Fenomene care însoţesc curgerea aliajelor prin canale . . . 75
2.3. Curgerea liberă a aliajelor 79
2.3.1. Formarea şi structura jetului 79
2.3.2. Forţa şi energia de lovire a jetului 81
2.3.3. Oxidarea aliajelor în timpul curgerii libere 83
2.4. Curgerea aliajelor în reţelele de turnare 84
2.4.1. Rolul şi elementele componente ale reţelelor de turnare . . 84
2.4.2. Tipuri de reţele de turnare 93
2.4.3. Calculul reţelelor de turnare 96
2.5. Curgerea aliajelor în cavitatea formei 101
2.5.1. Metode de introducere a aliajelor în cavitatea formei . . . 101
2.5.2. Alegerea locului de alimentare 108
2.5.3. Alegerea tipului de oale de turnare 109
CAP. 3. — *CRISTALIZAREA ALIAJELOR* 111
3.1. Nucleerea 111
3.1.1. Condiţiile termodinamice ale cristalizării 111
3.1.2. Nucleerea omogenă 112
3.1.3. Nucleerea eterogenă 117
3.2. Redistribuirea elementelor de aliere în timpul procesului de schimbare a stării de agregare 125
3.3. Creşterea cristalelor 133
3.4. Forma cristalelor obţinute la solidificare 137
3.4.1. Structura celulară 139
3.4.2. Structura dendritică 142
3.5. Macrostructura cristalină a pieselor turnate 145
3.6. Gazele în metale şi aliaje 148
3.6.1. Gaze simple 150
3.6.2. Gaze complexe 159
3.7. Fenomenele de segregare 165
CAP. 4. — *SOLIDIFICAREA ALIAJELOR TURNATE* 177
4.1. Schimbul de căldură în sistemul aliaj-formă 177
4.1.1. Modul de transmitere a căldurii 177
4.1.2. Proprietăţile termofizice ale metalelor şi aliajelor 179
4.1.3. Proprietăţile termofizice ale amestecurilor de formare . . . 185
4.1.4. Clasificarea formelor de turnare din punct de vedere al schimbului de căldură 187
4.1.5. Cîmpul de temperatură în sistemul aliaj-formă 188

Scanned with OKEN Scanner

4.1.6. Factorii care influențează cîmpul de temperatură al sistemului aliaj-formă 191
4.1.7. Calculul analitic al cîmpului de temperatură 205
4.1.8. Bilanțul termic în sistemul aliaj-formă 210
4.2. Procesul de solidificare a aliajelor 214
4.2.1. Mecanismul solidificării 214
4.2.2. Factorii care influențează solidificarea aliajelor 225
4.2.3. Etapele solidificării aliajelor în piesele turnate 230
4.2.4. Particularitățile zonelor structurale 257
4.2.5. Dirijarea procesului de solidificare 268
4.2.6. Metode de calcul a procesului de solidificare 284
CAP. 5. — *PROCESELE DE CONTRACȚIE ÎN ALIAJELE TURNATE* . . . 291
5.1. Natura fizică a contracției 291
5.2. Formarea retasurii în pereții pieselor turnate 296
5.3. Clasificarea retasurii 298
5.4. Factorii care influențează retasura 306
5.5. Calculul retasurii din pereții pieselor turnate 311
5.6. Calculul și formarea microretasurii 316
5.7. Mijloacele de prevenire a retasurilor 321
5.8. Reglarea funcționării maselotelor și a procesului de alimentare 324
5.9. Dimensionarea maselotelor 328
5.10. Contracția pieselor turnate după solidificare 337
5.11. Procesele apariției tensiunilor în pereții pieselor turnate . . 344
5.12. Procesul de deformare a pieselor turnate cu tensiuni termice . . 344
5.13. Mecanismul formării crăpăturilor în pereții pieselor turnate . . 365
5.13.1. Mecanismul formării crăpăturilor la cald 365
5.13.2. Mecanismul formării crăpăturilor la rece 375
5.14. Răcirea pieselor turnate 376
CAP. 6. — *PROCESE DE TRANSFER LA CRISTALIZAREA ȘI SOLIDIFICAREA ALIAJELOR* 379
6.1. Mecanismul transferului de masă 379
6.2. Mecanismul transferului de fază lichidă sub acțiunea forțelor capilare 381
6.3. Transferul de fază lichidă în interiorul zonei bifazice 384
6.4. Mecanica procesului de filtrare a aliajului în perioada solidificării 389
6.5. Procese de segregare zonală (macrosegregarea) 397
6.5.1. Segregația zonală directă 397
6.5.2. Segregația zonală inversă 401
6.5.3. Segregația zonală V și invers V 405
6.5.4. Segregația negativă și pozitivă 407
6.5.5. Segregația gravitațională 410
CAP. 7. — *PROCESE FIZICO-CHIMICE LA SUPRAFAȚA DE CONTACT ALIAJ-FORMĂ* 411
7.1. Particularitățile suprafeței de contact aliaj-formă 411
7.2. Procesele termice care au loc în pereții formei sub influența cîmpului de temperatură 414
7.3. Procesele mecanice 423
7.4. Gaze în forme și miezuri 427
7.4.1. Mecanismul formării gazelor 427
7.4.2. Curgerea gazelor prin pereții formelor 433
7.4.3. Formarea suflurilor în piese 438
7.5. Procese chimice la suprafața de contact 450
7.6. Procese de aliere superficială a pereților pieselor turnate . . . 456
Bibliografie 459

Scanned with OKEN Scanner

Scanned with OKEN Scanner

Capitolul I

STRUCTURA ŞI PROPRIETĂŢILE METALELOR ŞI ALIAJELOR ÎN STARE LICHIDĂ

1.1. INTRODUCERE

Orice proces de solidificare în vederea obţinerii unei piese turnate presupune existenţa unui metal sau aliaj în stare lichidă. Deoarece formarea structurii primare a piesei turnate este influenţată în mare măsură de structura şi proprietăţile metalelor sau aliajelor lichide este necesar să se prezinte proprietăţile generale ale acestora în comparaţie cu cele ale stării solide sau gazoase.

Prin starea lichidă se defineşte, în general, acea stare a materiei, stabilă, intermediară între regiunea de stabilitate a stării solide şi cea a stării gazoase pentru o densitate şi temperatură dată (fig. 1.1).

Starea solidă. În stare solidă metalele şi aliajele sînt constituite dintr-un număr foarte mare de cristale de dimensiuni foarte mici de ordinul a 10...100 μ, orientate la întîmplare. În interiorul acestora atomii sînt dispuşi în spaţiu într-o ordine bine definită (fig. 1.2) numită *reţea cristalină*, în care toate nodurile sînt ocupate de atomi care oscilează în jurul nodurilor respective. Această mişcare de oscilaţie determină mişcarea termică a stării solide. Cristalul diferă de un cristal natural numai prin faptul că feţele lui exterioare nu sînt în general feţe plane (nu corespund unor plane reticulare), deoarece numărul lor în unitatea de volum, fiind foarte mare, cristalele nu se pot dezvolta liber din soluţia maternă, împiedicîndu-şi reciproc creşterea în faza finală a solidificării cînd ajung în contact. Forţele de orientare au o rază mică de acţiune. Dacă distanţa existentă între atomi la temperatura ambiantă este mărită prin ridicarea temperaturii cu numai 2,5...3%, atomii ies de sub influenţa forţelor de orientare şi metalul trece în stare lichidă. Forţele de orientare nu permit ca atomii vecini să ocupe poziţii relative oare-

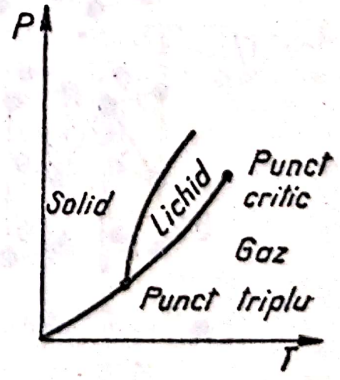
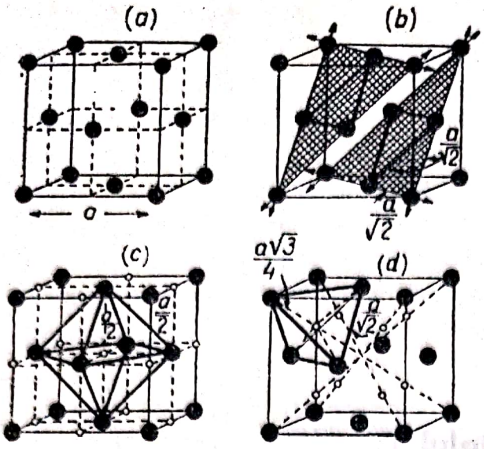
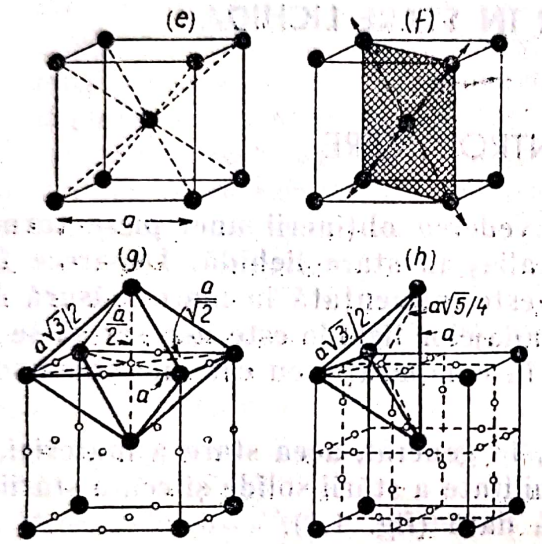


Fig. 1.1. Diagrama de stare *PTT* pentru argon.

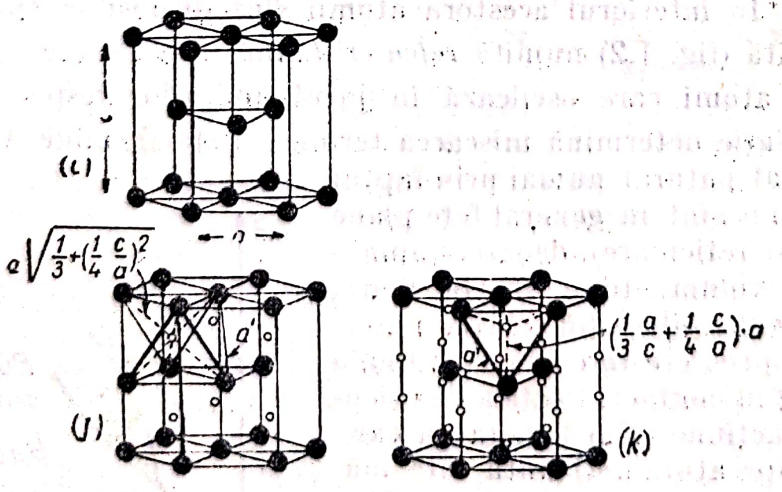


Rețea cubică cu
fețe centrate :
a - celula de bază
b - plane {111}
c - interstiții octaedrice
d - interstiții tetraedrice



Rețea cubică cu volum central

e - celula de bază
f - plane {110}
g - intersecții octaedrice
h - intersecții tetraedrice



Rețea hexagonală
i - celula de bază
j - intersecții octaedrice
k - intersecții tetraedrice

● - Atomi metalici
○ - Intersecții

Fig. 1.2. Rețele cristaline ale metalelor.

care ca într-o substanță amorfă ci numai poziții de-a lungul unor direcții determinate, poziții care în timpul acțiunii acestor forțe sînt poziții de energie minimă. Numărul atomilor de-a lungul unei direcții este foarte mare, chiar și în cazul unui cristalit foarte mic. De exemplu un cristal cubic cu latura $a = 10\mu$, conține de-a lungul unei laturi un număr $N = \frac{a}{d} = \frac{10^{-3}}{2{,}5 \cdot 10^{-8}} = 4 \cdot 10^4$ de atomi cu diametrul $d = 2{,}5$Å.

Starea solidă este caracterizată deci și printr-o *ordine îndepărtată*, adică ordine cristalină pînă la mari depărtări în raport cu diametrul atomului.

Distanța λ între doi atomi vecini din rețeaua cristalină este mai mare decît diametrul atomului astfel că în stare normală atomii nu se găsesc în contact ci între ei există o distanță liberă $\rho\lambda$ (fig. 1.3, *a*) unde ρ este de ordinul 0,1, adică distanța liberă este 10% din λ.

La o încercare de a mări distanța între atomi, de exemplu prin întindere, atomii se opun. Între ei există deci o *forță de atracție*. Dacă se supune metalul unei comprimări cu scopul de a micșora distanța λ, este necesar un lucru mecanic de comprimare. Între atomi există și *o forță de respingere*. Distanța normală λ, corespunde evident echilibrului acestor forțe. Forțele de atracție și respingere, spre deosebire de forțele de orientare, au o rază mare de acțiune. Forțele de atracție, de exemplu, se manifestă și la distanțe $\lambda = 30 \ldots 40$ Å, caracteristice stării gazoase.

Atomii sînt ținuți în poziție de echilibru de către forțele de atracție și respingere. Dacă atomii sînt îndepărtați la stînga sau la dreapta poziției de echilibru, asupra lor acționează rezultanta acestor forțe, care este proporțională cu deplasarea x din poziția de echilibru și orientată spre punctul de echilibru, deci forțe elastice de forma :

$$F = k \cdot x. \tag{1.1}$$

Singura mișcare posibilă pentru atomi este mișcarea de oscilație în jurul poziției de echilibru.

Ecuația diferențială a mișcării este dată de expresia :

$$m\frac{d^2x}{dt^2} + k \cdot x = 0. \tag{1.2}$$

Soluția acestei ecuații este de forma :

$$X = A \sin\left[t\sqrt{\frac{k}{m}}\right] \tag{1.3}$$

adică mișcarea atomilor este o oscilație armonică în jurul punctului de echilibru, punct în care energia atomului constă în părți egale din energia cine-

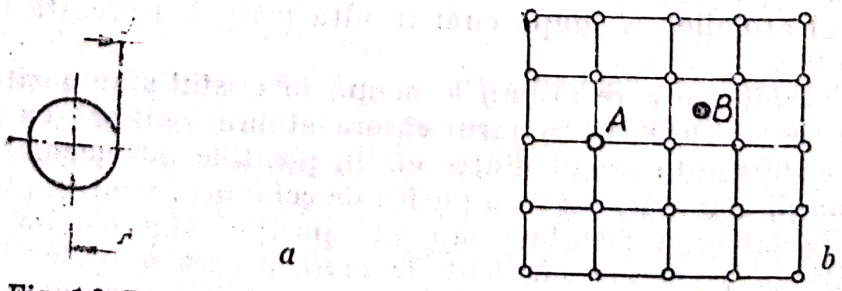


Fig. 1.3. Poziția a doi atomi vecini dintr-o rețea cristalină.

tică și energia potențială. La trecerea prin poziția de echilibru energia potențială este zero, iar energia cinetică are valoarea maximă. În punctul de amplitudine maximă ($x = A$) energia cinetică este zero, iar energia potențială are valoarea maximă.

Conform teoriei mecanice a căldurii, *energia termică a cristalului* (respectiv a corpului solid) *este egală cu suma energiei cinetice și potențiale a atomilor, în mișcare oscilatorie*. Energia medie a unui atom care execută simultan mișcări oscilatorii în toate trei direcțiile este :

$$q_m = \frac{3}{2} \cdot k \cdot T, \tag{1.4}$$

în care k este constanta lui *Bolzmann* ($k = 1{,}38 \cdot 10^{-16}$ erg/grd).

Energia termică nu este repartizată uniform între atomi. Prin interacțiuni cu atomii vecini energia fiecărui atom se schimbă permanent, putînd lua orice valori momentane, de la valori foarte mici (zero) la valori foarte mari, depășind mult valoarea medie de mai sus.

Repartiția energiei între atomi la un moment dat se face conform legii repartiției a lui *Maxwell*, stabilită inițial pentru repartiția energiei între moleculele unui gaz. În gaz energia moleculelor este energie cinetică $\left(E = \frac{m \cdot v^2}{2} \right)$.

Dacă se notează cu N numărul total al atomilor (moleculelor), cu ΔN numărul atomilor (moleculelor) a căror viteză este cuprinsă între v și $v + \Delta v$, atunci în condiții limită legea repartiției are forma :

$$dN = N \sqrt{\frac{2 \cdot m}{\pi}} \cdot \frac{1}{(kT)^{3/2}} \cdot e^{-\frac{m \cdot v^2}{2kT}} \cdot m \cdot v^2 \cdot dv. \tag{1.5}$$

În cazul corpului solid, energia unui atom este constituită din energie cinetică și potențială. Notînd cu q energia unui atom, și avînd în vedere că :

$$v = \sqrt{\frac{2}{m} \cdot q} \text{ și } dv = \sqrt{\frac{2}{m}} \cdot \frac{dq}{2\sqrt{q}}$$

se obține conform relației (1.5) :

$$dN = \frac{2N}{\sqrt{\pi}} \cdot \frac{1}{(k \cdot T)^{3/2}} \cdot e^{-\frac{q}{kT}} \cdot \sqrt{q}\, dq. \tag{1.6}$$

Curba reprezentativă a soluției ecuației 1.6 are forma de clopot (asemănătoare cu curba lui Gauss) pentru că la valori mici ale energiei q, dN este un infinit mic din cauza factorului $\sqrt{q}$, iar la valori mari ale energiei, dN este un infinit mic din cauza factorului exponențial.

Suprafața limitată de această curbă (soluția ecuației 1.6) reprezintă numărul total al atomilor N, după cum rezultă integrînd această funcție între limitele $q = 0$ și $q = \infty$.

Pozițiile stabile pe care atomii le ocupă în cristal sînt poziții de energie minimă, poziții de echilibru, în jurul cărora atomii oscilează cu amplitudini compatibile cu distanța liberă dintre ei. În pozițiile intermediare, instabile, atomii au energii mai mari decît în poziții de echilibru. Pentru a trece dintr-o poziție stabilă într-una instabilă sau altă poziție intermediară, trebuie ca atomul să atingă o energie suficient de mare pentru a învinge forțele ce-l reține în poziția sa de echilibru și pentru a trece într-o poziție nouă instabilă

Scanned with OKEN Scanner

și de acolo în poziție stabilă. Atomul care a cumulat în acest scop energia necesară se găsește *în stare activă*, iar energia necesar a fi atinsă pentru trecerea într-o nouă poziție stabilă este *energia de activare*.

Energia de activare este obținută fie de la ceilalți atomi pe baza repartiției neuniforme a energiei, fie prin ridicarea temperaturii, deci a energiei medii.

Solidele se caracterizează deci printr-o ordine la distanță mare numită în continuare *ordine depărtată*.

Gazele au proprietatea de a curge, sînt compresibile și au o densitate mică. Și pentru gaze există un model teoretic numit gaz ideal, care la presiune joasă și medie presupune un ansamblu de molecule punctiforme între care nu acționează forțe de interacțiune. Ciocnirile care au loc între particulele ce formează gazul ideal și pereți sînt centrale și elastice. Mișcarea termică a gazelor se caracterizează prin mișcarea continuă și perfect dezordonată (haotică) a particulelor.

La presiune înaltă apar unele dificultăți, deoarece interacțiunile dintre atomi nu mai pot fi neglijate. În aceste condiții ecuația de stare a gazelor :

$$p \cdot V = R \cdot T, \tag{1.7}$$

se modifică astfel :

$$\left(p + \frac{a}{V^2}\right)(V - b) = R \cdot T, \tag{1.8}$$

în care : p este presiunea ;
V — volumul molar ;
R — constanta universală a gazelor ;
T — temperatura absolută ;
a, b — constante.

După cum se vede din figura 1.1, la presiuni ceva mai mari, deasupra punctului triplu, apare o nouă stare a materiei numită starea lichidă, cuprinsă între starea solidă și cea gazoasă. Ca urmare, spre deosebire de solide, care se deformează constant, lichidele se deformează continuu și au proprietatea de a curge, iar față de gaze au o densitate mult mai mare, o compresibilitate mai mică și prezintă o suprafață liberă aparentă.

Ca o consecință a acestor caracteristici, lichidele au fost considerate ca fiind gaze cu o densitate foarte mare sau solide cu o aranjare dezordonată a particolelor componente. Mai recent se explică structura stării lichide pe baza teoriei funcțiilor de corelație unde se păstrează ipotezele prezentate mai sus, dar se consideră că există o ordine locală care se strică și se formează continuu în timpul de relaxare t_0.

Înainte de prezentarea generală a principalelor teorii privind starea lichidă, se scot în evidență cîteva considerații obținute pe cale experimentală privind procesul de trecere din starea solidă în starea lichidă.

Astfel se constată o creștere a volumului metalelor la topire care variază în medie între 3 și 5%, cu excepția cîtorva metale cum sînt stibiul și bismutul la care se observă o micșorare a acestuia. În tabelul 1.1 se prezintă rezultatele experimentale obținute pentru cîteva metale.

Scanned with OKEN Scanner

Tabelul 1.1

Variația volumului la topire pentru cîteva metale

Metalul	Structura	Punct de topire, în °C	Variația volumului atomic la topire, în %
Aluminiu	c.f.c. p.	660	+6,0
Aur	c.f.c. p.	1 063	+5,1
Zinc	h.c. p.	420	+4,2
Cupru	c.f.c.	1 083	+4,15
Magneziu	h.c.	650	+4,1
Cadmiu	h.c.	321	+4,0
Fier	c.v.c./c.f.c.	1 357	+3,0
Staniu	tetr.	232	+2,3
Stibiu	romboedric	631	−0,95
Galliu	f.c. ortorombic	30	−3,2
Bismut	romboedric	271	−3,35
Germaniu	cubic	937	−0,50

În tabelul 1.2 se dau date privind punctele de topire și fierbere pentru unele metale, indicîndu-se și căldurile latente de topire, respectiv de vaporizare. Se constată că există un raport destul de diferit între aceste două mărimi, ceea ce arată că energia necesară pentru trecerea completă a atomilor din stare solidă în stare gazoasă diferă de la un metal la altul, față de cea necesară trecerii complete a atomilor din stare solidă în stare lichidă.

Dacă se consideră, de exemplu, aluminiul care are în stare solidă un număr de coordinație egal cu 12, acesta devine zero în stare gazoasă. Aceasta înseamnă că o cantitate de căldură latentă de vaporizare se consumă pentru ruperea celor 12 legături. Dintre acestea numai o jumătate se rup în timpul procesului de topire, ceea ce arată că în urma acestui proces *are loc o schimbare mică a numărului de coordinație.*

O analiză atentă a variației entropiei între temperatura de 25°C și punctul de topire al cîtorva metale și entropia de topire pentru metalele respective

Tabelul 1.2

Căldurile latente de topire și vaporizare pentru cîteva metale

Metalul	Structura	Punct de topire, în °C	Căldura latentă de topire L_t, în kcal/mol	Punct de fierbere, în °C	Căldura latentă de vaporizare, L_v, în kcal/mol	Raportul $\frac{L_v}{L_t}$
Aluminiu	c.f.c.	660	2,5	2 480	69,6	27,8
Aur	c.f.c.	1 063	3,06	2 950	81,8	26,7
Cupru	c.f.c.	1 083	3,11	2 575	72,8	23,4
Fier	c.f.c./c.v.c.	1 536	3,63	3 070	81,3	22,4
Zinc	h.c.	420	1,72	907	27,5	16,0
Cadmiu	h.c.	321	1,53	765	23,8	15,6
Magneziu	h.c.	650	2,08	1 103	32,0	15,4

Scanned with OKEN Scanner

Tabelul 1.3

Variația entropiei în timpul încălzirii unor metale

Metalul	Variația entropiei de la 298°K pînă la topire, ΔS în cal/mol°C	Entropia de topire ΔS_t, în cal/mol°C	$\frac{\Delta S_t}{\Delta S}$
Cadmiu	4,53	2,46	0,54
Zinc	5,45	2,55	0,47
Aluminiu	7,51	2,75	0,37
Magneziu	7,54	2,32	0,31
Cupru	9,79	2,30	0,24
Aur	9,78	2,21	0,23
Fier	15,50	2,00	0,13

(tabelul 1.3) arată că există o creștere relativ mare a entropiei la topire cînd se consideră schimbări mici ale numărului de coordinație. Aceasta arată că există totuși o pondere a ordinei la topire fără însă a avea loc o schimbare mare a separării atomilor individuali sau a numărului atomilor înconjurători.

Un salt calitativ în studiul structurii stării lichide s-a făcut odată cu utilizarea razelor X, prin folosirea cărora la fotografierea lichidelor se poate determina funcția de distribuție radială pentru metalul analizat, care dă numărul de atomi pe unitatea de volum la o distanță radială r față de un atom de referință. Prin împărțirea funcției de distribuție $\rho(r)$ la densitatea medie a lichidului ρ_0 se obține funcție de densitate W pentru metalul analizat.

În figurile 1.4 și 1.5 se prezintă rezultatele experimentale obținute în cazul analizei fierului lichid, iar în tabelul 1.4 se dau cîteva date comparative obținute prin studii de difracție pentru cîteva metale lichide și solide.

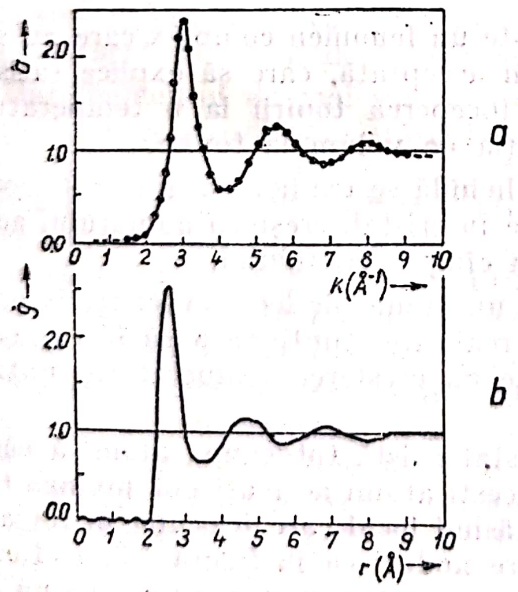


Fig. 1.4. Factorul de structură *(a)* și funcția de densitate radială *(b)* pentru fier.

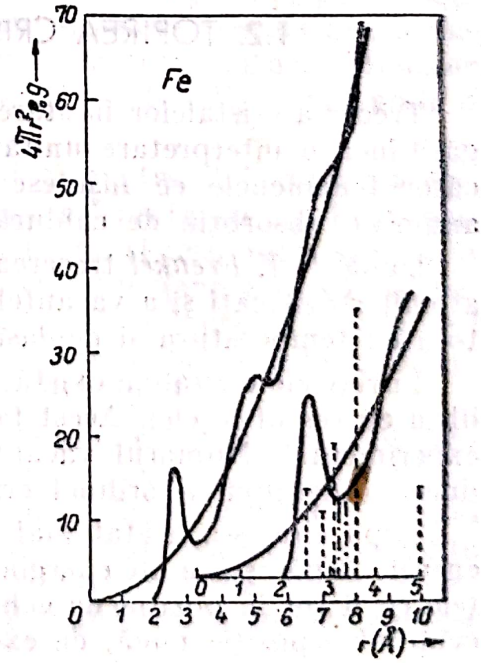


Fig. 1.5. Funcția de distribuție radială a atomilor în fierul lichid la 1 620°C. Liniile verticale punctate indică distribuția atomilor în stare solidă (Fe_α).

Scanned with OKEN Scanner

Tabelul 1.4

Comparație între caracteristici structurale ale unor metale în stare lichidă și solidă obținute prin studii de difracție

Metalul	Lichid		Solid	
	distanța medie dintre atomi, în Å	numărul de coordinație	distanța medie între atomi, în Å	numărul de coordinație
Argint	2,57	11,5	2,89	12
Aluminiu	2,96	10,6	2,86	12
Zinc	2,94	11	2,65	6
Cadmiu	3,06	8	2,97	6
Aur	2,86	8,5	2,88	12
Magneziu	3,35	10	3,20	12
Cupru	2,57	11,5	2,56	12
Bismut	3,32	7,8	3,09	3,3
Fier	2,52	12	2,60	11,7
Nichel	2,54	9,5	2,48	12
Staniu	3,18	5,6	3,2	4

Concluziile care se pot trage din aceste date experimentale constau în următoarele :

— distanța dintre atomii în stare lichidă este ceva mai mare față de cea în stare solidă ;

— numărul de coordinație în stare lichidă este mai mic decît în stare solidă.

1.2. TOPIREA CRISTALELOR CA PROCES ATOMIC

Trecerea cristalelor în stare lichidă este un fenomen complex care nu și-a găsit încă o interpretare unitară, unanim acceptată, care să explice satisfăcător fenomenele ce însoțesc topirea : începerea topirii la o temperatură anumită, absorbția de căldură și dilatația de volum la topire.

După *I. I. Frenkel* trecerea în stare lichidă se explică cu ajutorul teoriei atomilor dislocați și a vacanțelor formate în cristal, creșterii numărului acestora cu temperatura și deplasarea lor în cîmpul cristalului.

În rețelele cristaline există totdeauna un număr de locuri vacante în echilibru cu restul rețelei. Acest fapt este o realitate științifică pusă în evidență experimental. Numărul vacanțelor crește cu creșterea temperaturii, putînd duce la deranjarea ordinei cristaline.

După cum s-a arătat mai sus în cristal există totdeauna atomi a căror energie depășește mult energia medie. Acești atomi activați pot învinge forțele ce îi țin în poziția de echilibru, părăsind locul care îl ocupă în rețea și ocupînd o poziție nouă, de exemplu între noduri ca în figura 1.3, *b*. Locul ocupat de un astfel de atom rămîne liber (vacant) sau este ocupat de un alt atom care lasă liber locul său. La trecerea în noua poziție de echilibru atomul își pierde și energia în exces și execută din nou oscilații în jurul noii poziții de echilibru, pînă cînd energia sa va atinge din nou valori foarte mari, determinînd trecerea lui într-o altă poziție.

Scanned with OKEN Scanner

Atomii dislocaţi şi locurile vacante difuzează pe această cale în masa metalului putînd ajunge la suprafaţă şi de aici în mediul învecinat. Cu ajutorul atomilor dislocaţi şi a locurilor vacante se explică fenomenele de difuzie reciprocă la temperaturi înalte a două metale în contact, sublimarea, modificarea structurii aliajelor şi altele. Numărul vacanţelor creşte cu creşterea energiei de activare, deci cu temperatura. Prin apariţia unui număr mare al atomilor dislocaţi şi al vacanţelor se deranjează ordinea cristalină, iar la un moment dat cristalul se desface în întregime în atomi dislocaţi, ceea ce corespunde momentului topirii. Numărul de locuri vacante la atingerea temperaturii de topire nu este mai mare de 1% din numărul total al atomilor; este totuşi suficient pentru a asigura atomilor o mare mobilitate în întregul volum.

Această interpretare a fenomenului topirii nu explică totuşi fenomenele care însoţesc acest proces.

O teorie a topirii ca proces atomic, care explică în mare măsură şi fenomenele ce însoţesc topirea, a fost propusă de *B. Chalmers* şi *K. A. Jackson*. În cele ce urmează se face o prezentare generală a acestei teorii.

Se consideră doi atomi la distanţa λ_s, corespunzătoare stării solide, în echilibru sub acţiunea forţelor de atracţie şi respingere (fig. 1.3, *a*). Pentru a-i îndepărta (la infinit) unul de altul, este necesar un lucru mecanic, o energie E, pentru învingerea forţelor de legătură. Invers, datorită aceleaşi forţe, un atom poate atrage alt atom (de la infinit) la distanţa λ_s efectuînd un lucru mecanic egal cu cel necesar pentru îndepărtarea lor. Atomul are deci o energie datorită cîmpului său de forţe care poate fi transformată în lucru mecanic, adică are o *energie liberă*.

Considerînd acum atomii din straturile apropiate de suprafaţa cristalului se observă că atomul A din interior are ocupate toate poziţiile din jurul său, deci nu poate atrage alţi atomi. În schimb atomii de la suprafaţă pot atrage alţi atomi din exterior, avînd legături neocupate şi avînd energie liberă datorită cîmpului lor de forţe. Energia liberă corespunzătoare tuturor atomilor de la suprafaţă este *energia liberă de suprafaţă* a cristalului, $E_s = nE$, unde n este numărul de atomi de la suprafaţă.

Raţionamentul de mai sus poate fi repetat şi pentru doi atomi la distanţa λ_l, corespunzătoare stării lichide, însă cu diferenţa ca λ_l, fiind mai mare (cu cîteva procente) decît λ_s, forţele de atracţie şi respingere sînt ceva mai mici, deci pentru ambele motive, lucrul mecanic (energia E') pentru îndepărtarea atomilor la infinit este mai mic, la fel şi lucrul mecanic ce-l poate săvîrşi atomul la atracţia altui atom de la infinit la distanţa λ_e, adică energia liberă E' este mai mică decît a cristalului solid.

Prin urmare la trecerea unui atom de la suprafaţa cristalului solid în faza lichidă se va consuma mai multă energie pentru ieşirea din cîmpul forţelor de atracţie a atomilor solidului decît energia pe care o cîştigă intrînd în cîmpul forţelor de atracţie a atomilor de la suprafaţa lichidului, sau cu alte cuvinte va consuma energie pentru învingerea diferenţei între energia liberă de suprafaţă a solidului şi a lichidului. Atomii trebuie să primească această energie din afară.

Cu ajutorul celor de mai sus se poate enunţa esenţa teoriei topirii cristalelor ca proces atomic.

Topirea este un fenomen de suprafaţă, care are loc la interfaţa solid-lichid. Atomii trec din stare solidă în stare lichidă, în mod individual unul

Scanned with OKEN Scanner

cîte unul, pe măsură ce energia lor de activare este suficient de mare pentru a învinge diferența între energia liberă de suprafață a solidului și energia liberă de suprafață a lichidului la interfața solid-lichid. Energia de activare necesară pentru aceasta este căldura latentă de topire. Astfel se explică de ce la topire se consumă căldură (căldura latentă) și de ce acest consum de căldură nu duce la creșterea temperaturii. Energia termică medie $E = \frac{3}{2} kT$ este aceeași în stare solidă și lichidă, la temperatura T de topire.

Căldura latentă se consumă pentru învingerea diferenței între energia liberă de suprafață a solidului și lichidului la interfață, iar temperatura rămîne constantă.

Conform acestei teorii, paralel cu trecerea unor atomi de la suprafața cristalului în faza lichidă, are loc și trecerea unor atomi din faza lichidă pe suprafața cristalului, fiindcă în conformitate cu legea repartiției energiei la temperatura T, există totdeauna atomi a căror energie depășește mult valoarea medie a energiei $\left(E = \frac{3}{2} kT \right)$ și care pot învinge bariera de energie superficială de la interfață. Deci are loc topire cînd numărul atomilor ce pleacă de la suprafața cristalului este mai mare decît a celor ce sosesc și trec în stare solidă. Pentru începerea procesului de solidificare este suficientă o mică scădere a temperaturii fazei solide, de o fracțiune de grad, pentru ca numărul atomilor care sosesc la suprafața cristalului să fie mai mare decît al celor care pleacă.

Cînd numărul atomilor care pleacă este egal cu al celor care sosesc, cristalul se găsește în echilibru cu topitura.

O interpretare a fenomenului topirii mai plauzibilă decît cea dată de teoriile expuse pînă acum, care explică clar și fenomenele care însoțesc topirea (topirea la anumită temperatură, creșterea discontinuă a volumului la topire, consum de căldură latentă de topire) se bazează pe luarea în considerare a echilibrului între forțele interatomice de atracție și respingere și deplasarea acestui echilibru cu temperatura. Aceste forțe sînt o realitate fizică pusă în evidență de experiență, însă legea lor de variație cu distanța nu este clară. Apare evident că aceste forțe trebuie să joace un rol la schimbarea stărilor de agregare, prin superioritatea forțelor de atracție în stare solidă, egalitatea lor cu forțele de respingere în stare lichidă și superioritatea forțelor de respingere în stare gazoasă. Făcînd ipoteze rezonabile asupra formei acestor legi se pot explica acceptabil stările de agregare ale materiei deci și starea solidă și lichidă și trecerea de la o stare la alta, adică topirea și solidificarea.

Forțele de respingere. Forma lor poate fi dedusă, dacă facem pentru un moment ipoteza, că presiunea unui gaz pe pereții vasului în care este închis se datorește forțelor de respingere între atomi.

Considerăm un volum (un mol) de gaz de formă cubică. Notăm cu n numărul de atomi de-alungul unei muchii, cu λ distanța medie între atomi și cu F_r forța de respingere între doi atomi.

Numărul de atomi care se găsesc pe o suprafață a cubului este n^2. Forța exercitată de aceștia pe suprafața laterală este :

$$F = n^2 \cdot F_r. \qquad (1.9)$$

Scanned with OKEN Scanner

Aria suprafeței este:

$$A = (n \cdot \lambda)^2.$$

Presiunea exercitată de gaz va fi deci:

$$p = \frac{F}{A} = \frac{n^2 \cdot F_r}{(n \cdot \lambda)^2} = \frac{F_r}{\lambda^2}, \tag{1.10}$$

Presiunea gazului din ecuația de stare este dată de relația:

$$p = \frac{R \cdot T}{v} = \frac{R \cdot T}{N\lambda^3} = \frac{k \cdot T}{\lambda^3}, \tag{1.11}$$

în care: N este numărul lui *Avogadro*,

k — constanta lui *Boltzmann*.

Din egalitatea celor două expresii (relațiile 1.10 și 1.11) ale presiunii rezultă:

$$F_r = \frac{k \cdot T}{\lambda}, \tag{1.12}$$

adică forța de respingere este proporțională cu temperatura și invers proporțională cu distanța între atomi.

Putem admite că forța de respingere are aceeași lege de variație și la temperaturi joase, adică în starea lichidă și solidă a corpului. La temperatură constantă forța de repulsie variază cu distanța după o hiperbolă echilaterală.

Forțele de atracție. Forțele interatomice de atracție acționează pînă la distanțe mari între atomi. Lor li se datorește abaterea gazelor reale de la legile gazelor perfecte. Ele acționează și la distanțe foarte mici, cum sînt distanțele între atomi în stare solidă. De aici se deduce că aceste forțe își au originea în nucleul atomic și ca atare sînt independente de temperatură. Despre ele se poate afirma numai că valoarea lor scade cu creșterea distanței între atomi. La distanțe mici între atomi, caracteristice stării solide, apar forțele de orientare cu rază mică de acțiune, care determină așezarea atomilor în ordine cristalină. Acestea sînt și ele forțe de atracție (datorită cîmpurilor magnetice ale atomilor) și se însumează cu forțele de atracție cu rază mare de acțiune.

Echilibrul forțelor de atracție și respingere și variația lor cu temperatura explică fenomenul topirii, adică explică de ce cristalul se topește la o anumită temperatură (constantă în timpul topirii), de ce la topire trebuie să se consume o anumită cantitate de căldură și de ce volumul (distanța între atomi) crește deși temperatura rămîne constantă.

Procesul invers, solidificarea, se explică după această teorie în același mod simplu. Sustrăgînd căldura lichidului, determinăm scăderea temperaturii și deci scăderea forțelor de repulsie. Echilibrul se deplasează spre puncte cu distanțe interatomice mai mici.

Cînd distanța λ a punctului de echilibru ajunge mai mică decît distanța critică, atomii intră sub influența forțelor directoare și apare ordinea cristalină.

Scanned with OKEN Scanner

1.3. PARAMETRII PROCESULUI DE TOPIRE A METALELOR ŞI ALIAJELOR

Procesul de topire al metalelor şi aliajelor este caracterizat prin o serie de parametri care au importanţă în producţia de piese turnate.

Punct de topire. Interval de topire. Căldură latentă topire. Metalele pure şi aliajele eutectice, la trecerea lor în stare lichidă se comportă identic. Ele reprezintă sisteme constituite dintr-un singur component ($c = 1$), şi două faze ($f = 2$). În ambele cazuri faza lichidă are aceeaşi compoziţie cu faza solidă, iar compoziţia fazelor nu se schimbă în cursul topirii. Factorii exteriori care determină echilibrul fazelor sînt presiunea şi temperatura. Din punctul de vedere al legii fazelor un astfel de sistem este monovariant, numărul gradelor de libertate în alegerea factorilor exteriori este $l = 1$. Într-adevăr, conform acestei legi :

$$l = c - f + 2;$$

$$l = 1 - 2 + 2 = 1.$$

Deci pentru a obţine cele două faze de echilibru se poate varia liber numai unul din factorii exteriori, al doilea păstrînd o valoare constantă, valoare ce depinde de valoarea aleasă pentru factorul variabil. În procesul de topire factorul exterior care se alege liber este totdeauna presiunea (topire la presiunea atmosferică, topirea în vid redus, topirea în vid înaintat). Rezultă că temperatura păstrează o valoare constantă în cursul topirii în funcţie de valoarea aleasă pentru presiune. *Metalele pure şi aliajele eutectice se topesc (şi se solidifică) la temperatură constantă.* Temperatura de topire la presiunea atmosferică se numeşte şi *punctul de topire.*

Marea majoritate a aliajelor industriale sînt aliaje hipoeutectice. Modul de topire şi de solidificare al acestora diferă de cel al aliajelor eutectice. Conform legilor chimiei fizice punctul de topire al unui metal scade prin aliere cu alt metal, cu atît mai mult cu cît adaosul de aliere este mai mare. Pe de altă parte, după ce la încălzirea aliajului punctul de topire a fost atins, atomii elementului de aliere trec în faza lichidă cu o viteză mai mare decît atomii metalului de bază chiar şi în cazul cînd atomii metalului de aliere au un punct de topire superior celui al metalului de bază. În acest fel conţinutul fazei lichide în metal de aliere este mai mare, iar al fazei încă solide mai mic decît conţinutul mediu. În consecinţă punctul de topire al fazei solide creşte la valori mai mari. Prin trecerea în continuare a atomilor metalului de aliere în faza lichidă conţinutul acestuia în faza solidă scade în continuare şi punctul de topire creşte la valori mai ridicate. Procesul continuă pînă la topirea completă a fazei solide. Topirea acestor aliaje începe deci la o temperatură T_s şi se termină la o temperatură superioară T_l. *Aliajele hipoeutectice se topesc (şi se solidifică) într-un interval de temperatură* $\Delta T = T_l - T_s$. Mărimea acestui interval creşte cu adaosul de aliere. Aceeaşi concluzie se trage şi cu ajutorul regulei fazelor, ţinînd seama că în acest caz sistemul este constituit din doi componenţi, cu compoziţie diferită, componentul solid şi componentul lichid. Sistemul este în acest caz bivariant şi la fiecare compoziţie a constituenţilor corespunde altă temperatură de echilibru.

În figura 1.6 este reprezentată diagrama de echilibru de tip general a aliajelor binare, a elementelor A şi B, iar în partea dreaptă sînt prezentate curbele de topire şi supraîncălzire a componentului pur A, a unui aliaj hipoeutectic B_1,

Scanned with OKEN Scanner

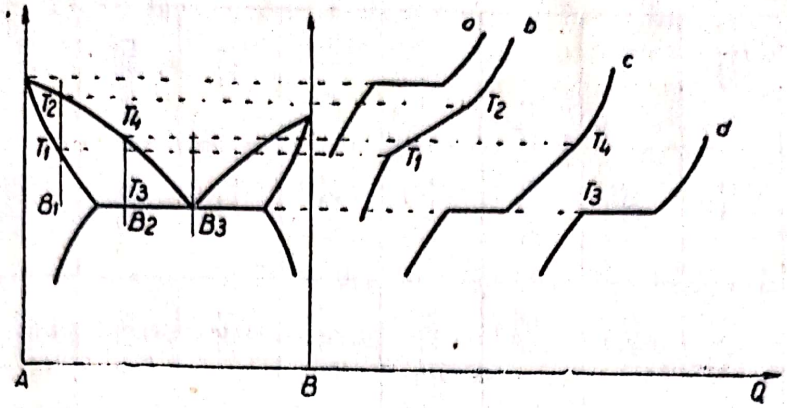


Fig. 1.6. Diagrama de echilibru de tip general și curbele de topire și supraîncălzire pentru cîteva aliaje.

a unui aliaj cu eutectic B_2 și a unui aliaj eutectic B_3. Curbele de topire au în ordonată temperatura, iar în abscisă căldura Q transmisă aliajului cu debit constant.

Curbele de topire *a* și *d* a metalului pur și a aliajului eutectic au forma asemănătoare. Transmițînd căldura în ritm constant metalului, respectiv aliajului, temperatura lor crește pînă la atingerea punctului de topire. În continuare temperatura rămîne constantă pînă la topirea completă. Căldura absorbită în cursul topirii nu servește la creșterea temperaturii ci la creșterea energiei interne. Căldura absorbită la temperatură constantă reprezintă *căldura latentă* de topire, egală cu diferența între entalpia aliajului lichid și solid la temperatura de topire. La răcire această căldură este eliberată sub formă de căldură latentă de solidificare. După topirea completă, temperatura crește în continuare.

Curbele de topire (*b*) și (*c*) ale aliajelor care se solidifică într-un interval de temperatură au formă diferită după cum aliajul are sau nu eutectic. La încălzirea aliajelor fără eutectic, după atingerea punctului de început de topire $T_s = T_1$, temperatura nu rămîne constantă ci continuă să crească însă într-un ritm mai încetinit decît la încălzirea în stare solidă, deoarece o parte din căldura transmisă în ritm constant este absorbită sub formă de căldură latentă de topire și numai diferența servește la creșterea temperaturii. După atingerea temperaturii $T_l = T_2$, cînd aliajul este în întregime topit, temperatura crește din nou în ritm mai accelerat. În cazul aliajelor cu eutectic care se topesc într-un interval de temperatură, la atingerea punctului de topire a eutecticului $T_s = T_3$, începe topirea acesteia care se face la temperatura constantă T_3. După topirea eutecticului, temperatura începe să crească în ritm încetinit, pentru același motiv ca mai sus, pînă la atingerea temperaturii $T_l = T_4$, cînd aliajul este topit în întregime. În continuare temperatura crește în ritm accelerat.

Căldura de topire și supraîncălzire a metalelor pure și a aliajelor eutectice. Căldura necesară pentru topirea și supraîncălzirea unui kilogram de metal pur sau aliaj autectic este dată de relația :

$$Q = \int_{273}^{T_t} C_s \, dT + L_{top} + \int_{T_t}^{T} C_l \, dT, \qquad (1.13)$$

Tabelul 1.6

Căldurile specifice și căldura latentă de topire pentru cîteva metale

Metalul	Unități de măsură	Mg	Al	Ni	Cu	Zn	Sn	Pb
Temperatura de topire	°C	650	660	1 455	1 083	420	232	327
	K	923	923	1 728	1 356	693	505	600
Temperatura de fierbere	°C	1 110	2 050	2 730	2 600	906	2 270	1 740
	K	1 383	2 323	3 003	2 873	1 179	2 543	2 013
Căldura specifică la 20°	cal/g °C	0,25	0,215	0,105	0,092	0,0915	0,054	0,031
	J/kg K	1 046,5	1 090	439	385	382	226	129,8
Căldura specifică medie în stare lichidă	cal/g °C	0,350	0,310	0,160	0,130	0,120	0,060	0,030
	J/kg K	1 465	1 297	670	545	502	254,2	125,6
Căldura latentă de topire	cal/g	89	94,6	74	50,6	24,1	14,5	6,3
	J/g	372,6	396,1	309,8	212	101	60,7	26,4

Scanned with OKEN Scanner

în care : L_{top} este căldura latentă de topire, în J/kg ;
C_s, C_l — capacitatea calorică masică (căldura specifică) în stare solidă, respectiv în stare lichidă, în J/kg ;
T_t — temperatura de topire a metalului sau eutecticului, în K;
T — temperatura de supraîncălzire, în K.

Folosind căldurile specifice medii : C_1 pentru metalul solid și C_2 în stare lichidă se poate scrie :

$$Q = C_1(T_t - 273) + L_{top} + C_2(T - T_t) \quad [\text{J/kg}]. \qquad (1.14)$$

Căldura specifică medie și căldura latentă de topire a cîtorva metale sînt date în tabelul 1.5. Pentru aliaje căldura specifică și căldura latentă de topire pot fi calculate după regula amestecurilor din căldurile metalelor componente. Pe baza datelor din tabelul 1.5 este făcut acest lucru pentru căldura latentă de topire în cazul unui număr de aliaje eutectice. În tabelul 1.6 sînt date și mărimile valorilor obținute pe cale experimentală pentru cîteva aliaje. Coincidența acestora cu valorile calculate este suficient de exactă pentru a se putea trage concluzia că regula amestecurilor este aplicabilă în calculul acestor călduri pentru multe aliaje metalice.

Tabelul 1.6

Căldura latentă de topire pentru cîteva aliaje eutectice

Compoziția, în %				T_{top}, în K	L_{top}, în J/g	
Al	Cu	Ni	Zn		Experimental	Prin calcul
67	33	—	—	821	336	332
94,3	—	5,7	—	913	380	384
5	—	—	95	655	116	118,5

Regula lui Trouton. Căldura latentă de topire a metalelor poate fi calculată cu o anumită aproximație și cu ajutorul regulei lui Trouton dată de expresia :

$$L_{top} = 9{,}211 \cdot T_t \quad [\text{J/g·mol}], \qquad (1.15)$$

în care L_{top} și T_t au semnificațiile date mai sus.

Luînd ca exemplu aluminiul cu temperatura de topire $T_t = 933$ K se obține :

$$L_{top} = 9{,}211 \cdot 933 = 8\,593{,}8 \quad [\text{J/g·mol}]$$

sau

$$L'_{top} = \frac{8\,593{,}8}{27} = 318{,}3 \quad [\text{J/g}].$$

Conform tabelului 1.5, valoarea experimentală a căldurii latente de topire a aluminiului este $L_{top} = 396{,}1$ J/g. Formula lui Trouton determină prin urmare numai ordinul de mărime a acestei călduri. Totuși regula lui Trouton rămîne utilă în cazurile cînd nu se cere o precizie prea mare, întrucît temperaturile de topire sînt în general cunoscute sau pot fi determinate experimental cu mai multă ușurință decît căldurile latente.

Scanned with OKEN Scanner

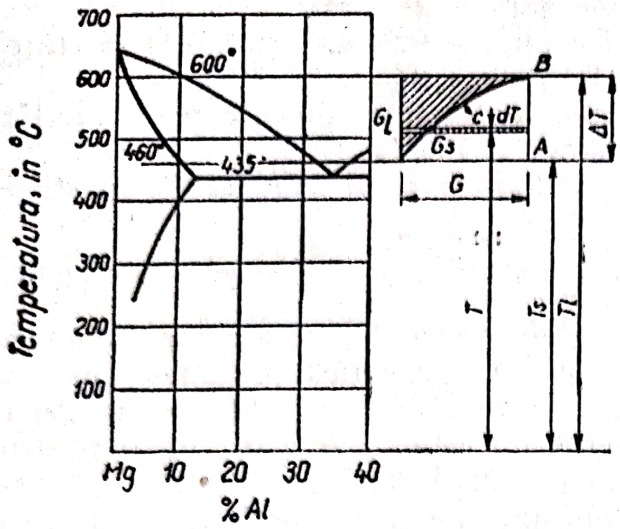


Fig. 1.7. Secțiune din diagrama de echilibru Mg—Al.

Din relația (1.15), prin împărțire cu T_l și notînd cu S raportul, se obține :

$$S = \frac{L_{top}}{T_l} = 9{,}211. \ [\text{J/g·mol·K}] \tag{1.16}$$

Raportul dintre căldura absorbită într-un proces reversibil cum este procesul de topire și temperatura absorbită la care are loc procesul este *entropia* procesului. Regula lui Trouton echivalentă deci cu enunțul că entropia procesului de topire este aproximativ constantă pentru toate metalele și egală cu 9,211 J/g·mol·K.

Căldura absorbită de aliaj în intervalul de topire. Aliajele care se topesc într-un interval de temperatură $\Delta T = T_l - T_s$, absorb la topire pe lîngă căldura latentă, o cantitate suplimentară de căldură necesară pentru ridicarea temperaturii aliajului în stare bifazică de la T_s la T_l.

Totul se petrece ca și cînd căldura latentă de topire a acestor aliaje ar fi mai mare decît cea rezultată din căldurile latente ale componenților după regula amestecurilor.

La solidificare această căldură trebuie îndepărtată. La condiții egale de răcire, solidificarea acestor aliaje durează mai mult, are loc deci cu viteză de răcire mai mică, decît a unui aliaj, care se solidifică la temperatură constantă. Acest lucru influențează structura aliajului solidificat și proprietățile lui, care între altele sînt influențate în mare măsură și de viteza de solidificare.

În figura 1.7 este prezentată pentru exemplificare diagrama de echilibru a aliajelor Mg—Al (partea dinspre Mg). Luînd ca exemplu aliajul cu 10% Mg temperaturile caracteristice ale acestuia sînt $T_l = 600°C$, $T_s = 460°C$, $\Delta T = T_l - T_s = 140°C$.

Considerînd o cantitate de 9 kg aliaj și notînd cu G_s partea încă solidă în intervalul de topire, la temperatura T și cu $G_l = G - G_s$, partea trecută în faza lichidă, cantitățile G_s și G_l pot fi determinate în funcție de temperatura aliajului după regula pîrghiilor. În dreapta figurii 1.7 sînt trasate grafic aceste valori, departajate de curba C, pentru toate temperaturile din intervalul ΔT. În acest interval, G_s variază cu creșterea temperaturii, după curba descrescătoare C cînd se pot scrie relațiile :

$$\left.\begin{aligned} G_s &= f(T) ; \\ dG_s &= -f'(T)\cdot dT. \end{aligned}\right\} \tag{1.17}$$

La o creștere a temperaturii cu dT se topește cantitatea dG_s de fază solidă și se absoarbe căldura latentă.

$$dL = L\cdot dG_s = -Lf'(T)dT. \tag{1.18}$$

Scanned with OKEN Scanner

În același timp la creșterea cu dT a temperaturii aliajului se consumă cantitățile de căldură dq_1 și dq_2:

— pentru faza solidă: $dq_1 = C_1 G_s dT$; (1.19)

— pentru faza lichidă: $dq_2 = C_2 G_l dT = C_2(G - G_s)dT$. (1.20)

Însumînd relațiile 1.18, 1.19 și 1.20 se obține căldura totală consumată la încălzirea aliajului cu dT:

$$dQ = dL + dq_1 + dq_2 = -Lf'(T)dT + C_1 G_s + C_2(G - G_s)dT$$

sau regrupînd termenii:

$$dQ = C_2 G dT - (C_2 - C_1)G_s dT - Lf'(T)dT.$$

Prin integrarea între limitele $T = T_s$ și $T = T_l$ se obține:

$$Q = GC_2(T_l - T_s) - (C_2 - C_1)\int_{T_s}^{T_l} G_s dT - L[f(T)]_{T_s}^{T_l}. \quad (1.21)$$

Integrala din membrul 2 reprezintă aria suprafeței limitată de curba C de departajare și axa verticală care trece prin punctul E. Notînd cu A această arie, înlocuind $T_l - T_s = \Delta T$ și observînd că termenul al treilea pentru $T = T_l$, $f(T) = G_s = 0$, iar pentru $T = T_s$, $f(T) = G_s = G$, relația de mai sus devine:

$$Q = C_2 G\Delta T - (C_2 - C_1)\cdot A + L\cdot G. \quad (1.22)$$

În cazul aliajului considerat aici, aria A, calculată din figura 1.7, cu regula lui *Simpson* este:

$$A = 176{,}5 \text{ mm}^2.$$

Considerînd pe scara absciselor: 1 mm $= \frac{G}{20}$ și pe scara ordonatelor 1 mm = 10 K, rezultă 1 mm = 0,5 G și în continuare se obține:

$$A = 176{,}5 \cdot 0{,}5\ G = 88{,}25\ G.$$

Căldurile specifice și căldura latentă de topire ale aliajului care conține (90% Mg, 10% Al), calculate din tabelele 5 și 6, după regula amestecurilor sînt:

$$C_1 = 1\,050 \text{ J/kg·K}$$

$$C_2 = 1\,449 \text{ J/kg·K}$$

$$L = 72\,600 \text{ J/kg}.$$

Introducînd aceste valori și $\Delta T = 140°$K în relația (1.22) se obține $Q = 1\,449 \cdot 140\ G - 399 \cdot 88{,}25\ G + 72\,600\ G = 240\,248\ G$, [J].

Notînd cu L' căldura absorbită în intervalul de topire pentru 1 kg aliaj se obține:

$L' = 240\,248$ J/kg, valoare care trebuie comparată cu căldura latentă propriu-zisă: $L = 72\,600$ J/kg.

Scanned with OKEN Scanner

Rezultă $\frac{L'}{L} \simeq 3{,}3$, ceea ce arată că în această proporție scade viteza de solidificare a acestui aliaj în comparație cu un aliaj eutectic sau un metal pur care ar avea o căldură latentă de ordinul a 72 600 J/kg.

Calculul se simplifică mult dacă se asimilează curba C de departajare din figura 1.7 cu o linie dreaptă. În acest caz :

$$A = \frac{Gx\Delta T}{2}$$

și relația (1.22) de mai sus devine :

$$Q = \frac{C_1 + C_2}{2} \cdot G \cdot \Delta T + LG. \qquad (1.23)$$

Cu valorile de mai sus pentru L, C_1, C_2 și ΔT această formulă dă pentru căldura absorbită în intervalul de topire valoarea :

$$Q = \frac{1050 + 1449}{2} \cdot 140 \cdot G + 72\,600\ G = 247\,530\ G$$

adică o valoare cu 3% mai mare decît valoarea exactă dată de relația (1.22) de mai sus. Eroarea este fără importanță pentru calcule de această natură.

Căldura totală de topire și supraîncălzire a aliajelor. Căldura totală Q_t, necesară pentru topirea și supraîncălzirea unui kilogram aliaj se compune din căldura necesară pentru încălzirea aliajului la temperatura începutului de topire T_s, căldura absorbită în intervalul de topire ΔT și căldura necesară pentru supraîncălzirea aliajului topit la temperatura T. Pornind de la temperatura $T_0 = 273$ K, această căldură este dată de relația :

$$Q_t = C_1(T_s - 273) + \frac{C_1 + C_2}{2} \cdot \Delta T + L + C_2(T - T_l). \qquad (1.24)$$

În cazul metalelor pure și a aliajelor eutectice $\Delta T = 0$, $T_s = T_l = T_t$ și relația 1.24 devine identică cu relația 1.14 dată mai sus pentru căldura totală a metalelor pure și a aliajelor eutectice.

Relația 1.24 este valabilă deci pentru metalele pure și pentru toate categoriile de aliaje.

Creșterea discontinuă a volumului de topire. Toate metalele și aliajele prezintă o creștere discontinuă (bruscă) a volumului la topire, adică densitatea lor, la aceeași temperatură (temperatura de topire) este mai mică în stare lichidă decît în stare solidă. Excepție fac stibiul, bismutul, germaniul și siliciul, care au o densitate mai mare în stare lichidă (se contractă la topire). Creșterea procentuală a volumului la topire pentru diverse metale este dată în tabelul 1.1.

Această creștere de volum (scădere a densității) și procesul invers, contracția de volum la solidificare, au o importanță excepțională în turnătorii, prin faptul că la umplerea formei cu metal lichid, în forma propriu-zisă se introduce o masă mai mică de metal (din cauza densității mici) decît este necesar pentru a obține o piesă sănătoasă.

Încălzind în continuare lichidul obținut prin topire, are loc, ca și în stare solidă, o dilatare aproximativ proporțională cu temperatura, cu diferența că coeficientul de dilatare în stare lichidă este mai mare decît în stare solidă.

Scanned with OKEN Scanner

Din examinarea ultimei coloane a tabelei se deduce că legea lui Grüneisen apare ca valabilă și în cazul acestor metale însă cu altă valoare a dilatației totale. Excepție face aluminiul, al cărui coeficient de dilatare și dilatarea de volum la topire sînt anormal de mari.

1.4. TEORII ASUPRA STRUCTURII STĂRII LICHIDE

După cum s-a menționat anterior, în analiza structurii stării lichide au apărut mai multe teorii, care pot fi împărțite în trei grupe și anume cele care consideră lichidul ca un gaz condensat (teoria *cinetică*), cele care consideră starea lichidă ca un solid în care atomii sînt aranjați dezordonat (teoria *modelului cristalin*) și, în special, începînd cu anul 1953, teoria funcțiilor de corelație (teoria *geometrică*).

Teoria modelului cinetic consideră lichidele gaze puternic comprimate și operează cu noțiunea de *drum liber mediu* care de fapt nu este reală, știind că în lichide fiecare atom se află în interacțiune cu atomii vecini. Teoria cinetică poate descrie cu rezultate bune fenomenele de viscozitate și de conductibilitate termică la lichide.

În formularea teoriei cinetice se pornește de la ecuația generală de stare a gazelor, modificată în vederea luării în considerare a efectului la intervalul de interacțiune care apare între componenți în cazul unui gaz foarte dens.

Pe baza teoriei cinetice a gazelor se formulează funcția de distribuție adecvată explicării teoriei cinetice a lichidelor.

Teoria modelului cristalin are ca punct de plecare presupunerea că starea lichidă este asemănătoare stării solide, adică sub formă cristalină. În rețeaua cristalină considerată se introduc defecte pe diferite căi, ceea ce a condus la apariția mai multor teorii ale modelului cristalin și anume :

— *modelul celular*, care consideră lichidul un sistem de celule identice între ele. În fiecare celulă este introdusă o singură particulă de lichid fixată în centrul celulei în care se poate mișca. Mișcarea unei particule este independentă de mișcarea celorlalte particule din celulele vecine. Dacă particulele se consideră a fi sfere rigide, atunci soluția integralei de configurație a lichidului se poate scrie ca fiind :

$$Q_N = Q_N(V,\ N,\ T) = \frac{1}{N!} \sum_{v_f}^{N}, \tag{1.25}$$

în care : Σ este o sumă a tuturor aranjamentelor posibile ale celor N particule din N molecule ale sistemului ;

v_f — volumul liber de a localiza centrul unei particule într-o celulă, cînd toate celelalte rămîn fixe în centrul celulelor.

Știind că fiecare celulă conține o particulă, deci N celule conțin N particule, se poate scrie :

$$Q_N = v_f^N.$$

Pe de altă parte, s-au considerat particulele ca sfere rigide, iar distanța dintre particulele vecine fiind egală cu r rezultă că :

$$v_f = \frac{4\pi}{3}(r - R)^3, \tag{1.26}$$

în care R este distanța de la centrul particulei la marginea celulei.

În relația de mai sus nu se știe modul în care r și R depind de raportul dintre V/N, ceea ce impune luarea în considerare a tipului de structură considerată pentru centrele celulelor. Astfel pentru o rețea regulată :

$$r^3 = \gamma V/N, \tag{1.27}$$

în care : γ este o constantă ce depinde de tipul rețelei ($\gamma = \sqrt{2}$ pentru rețele cubice cu fețe centrate și rețele hexagonale ; $\gamma = 3\sqrt{3/4}$ pentru rețele cubice cu volum centrat și $\gamma = 1$ pentru rețele cubice simple).

Valoarea minimă pentru V_0 se obține cînd toate particulele sînt în contact și atunci :

$$R^3 = \gamma(V_0/N). \tag{1.28}$$

După înlocuirea relațiilor 1.27 și 1.28 în 1.26 se obține

$$v_f = \frac{4\pi\gamma}{3N}(V^{1/3} - V^{01/3})^3, \tag{1.29}$$

iar soluția integralei de configurație capătă forma :

$$Q_N = \left(\frac{4\pi\gamma}{3N}\right)^N (V^{1/3} - V_0^{1/3})^{3N}. \tag{1.30}$$

Pe baza lui Q_N se poate determina energia liberă a sistemului :

$$F_N = F_N^0 - NkT \ln v_f, \tag{1.31}$$

și după înlocuirea valorii lui v_f din relația 1.29 în relația 1.31 se obține :

$$F_N = F_N^0 - kTN \ln \frac{4\pi\gamma}{3N}(V^{1/3} - V^{01/3})^3. \tag{1.32}$$

Știind că :

$$p = \left(\frac{\partial F}{\partial V}\right)_{N \cdot T},$$

se obține prin derivarea relației 1.32 :

$$p = \frac{kTN}{V} \cdot \frac{1}{1 - \left(\frac{V_0}{V}\right)^{1/3}},$$

ceea ce reprezintă ecuația de stare a unui lichid în modelul celular.

Scanned with OKEN Scanner

În figura 1.8 se prezintă grafic relația de mai sus pentru o rețea cubică cu fețe centrate (linia punctată) comparativ cu calculele pe baza dinamicii moleculare, de unde se constată o bună concordanță între acestea.

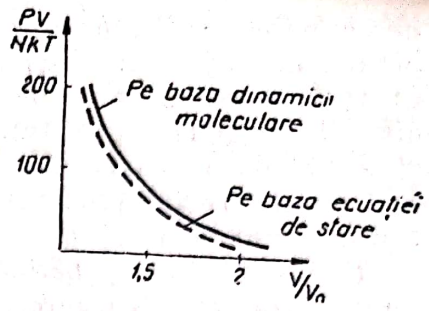


Fig. 1.8. Reprezentarea ecuației de stare printr-o structură cubică cu fețe centrate cu $V_0 = NR^3\sqrt{2}$

Modelul Lennard-Jones-Devonshire (L-J-D) consideră sistemul împărțit tot în celule, ale căror centre formează o rețea cubică cu fețe centrate. Ca și la modelul de mai sus, numărul de particule este egal cu cel al celulelor, dar particulele se pot mișca în celulă, fără a putea părăsi celula. Particulele vecine pot însă să interacționeze reciproc.

Rezultatele obținute arată că modelul se poate lua în considerare în special la temperaturi joase și înalte.

Teoria *L-J-D* a suferit mai multe îmbunătățiri, prin care se au în vedere posibilitățile ocupărilor multiple într-o celulă și a căpătat denumirea de *teoria celulară cu clusteri*. Un cluster celular reprezintă un grup de l celule vecine care formează o celulă mai mare, în care moleculele se mișcă sub influența interacțiunilor reciproce. La baza teoriei stă faptul că rețeaua celulară este împărțită în clustere, avîndu-se în vedere că integrala de configurație totală se exprimă prin suma produselor de integrale de configurație pentru fiecare cluster celular.

Modelul celular cu goluri presupune că nu toate celulele sînt ocupate de particule, ceea ce permite explicații la fluctuațiile de densitate care au loc la lichide. Deci în rețeaua sistemului există goluri, ceea ce înseamnă că volumul liber depinde de temperatură, de volum și de numărul mediu de goluri din rețea.

Volumul unor lichide crește cu circa 15% la topire, iar numărul vecinilor din prima sferă de coordinație scade de la 12 la 10. În structura de rețea a lichidelor numărul golurilor variază între circa 0,5% — pentru lichide normale și circa 50% în apropierea punctului critic. Prezența golurilor și distribuția lor în rețea mai mult sau mai puțin întîmplătoare, ar putea explica cel puțin starea de dezordine din lichide, care generează entropia de topire.

Pe scurt, teoria celulară cu goluri presupune că într-un volum V, cu N molecule, există C celule ($C > N$), din care ($C - N$) celule sînt goale.

Numărul celulelor neocupate cu particule crește cu temperatura, în timp ce densitatea scade.

Teoria golurilor dă rezultate satisfăcătoare pentru lichide în jurul temperaturii solidus.

Modelul tunelar consideră că rețeaua ordonată a sistemului este înlocuită cu una dezordonată, care este totuși suficient de ordonată, ceea ce permite menținerea noțiunii de celulă și de gol. Modelul tunelar este un model unidimensional al unor celule dezordonate, fiind imaginat împărțit în subsisteme formate din linii, particulele mișcîndu-se numai într-o singură direcție, ca într-un tunel. În locul celulei ocupate de o moleculă ca în cazurile anterioare, se consideră un tunel cu M particule înșirate pe axa centrală a acestuia. Mișcarea transversală a particulelor din tunel constă din vibrații cu frecvențe mici, din cauza particulelor din tunelele vecine. Acest model a permis obți-

Scanned with OKEN Scanner

nerea unor rezultate în foarte bună concordanţă cu datele experimentale pentru argonul lichid. El reprezintă cel mai apropiat model real de lichid. Cu toate acestea, ca urmare a faptului că nu se iau în considerare interacţiunile dintre particulele tunelelor vecine se obţin valori mici ale entropiei.

Mişcările transversale şi longitudinale se consideră a fi independente. În timpul mişcării particulelor dintr-un tunel, particulele din tunelele vecine rămîn pe axele lor.

Teoria pe baza funcţiilor de corelaţie presupune înlocuirea integralei de configuraţie care caracterizează sistemul, în cazul teoriilor precedente, cu funcţii de corelaţie, care caracterizează numai un grup de particule din sistem. Bazele fizice ale acestei teorii constau în aceea că integrala de configuraţie pentru un sistem nu poate fi calculată exact. Pe de altă parte la lichide este unanim acceptat că avem de a face cu ordine apropiată şi nu îndepărtată.

Se consideră un sistem de volum V, format din N particule, izolat termic şi grupul de s particule ($s = 1, 2, 3, \ldots$). Dacă se notează cu $dW(q_1, \ldots, q_s)$ probabilitatea de a găsi particulele grupului în elementul de volum $\{dq_s\}$ în jurul punctului $\{q_s\}$, cînd toate celelalte particule au poziţii arbitrare, prin definiţie se scrie :

$$dW(q_1 \ldots q_s) = \frac{1}{V^s} \cdot g_s(q_1 \ldots q_s) dq_1 \ldots dq_s,$$

în care : g_s este funcţie de corelaţie de ordinul s, fără dimensiuni datorită factorului V^s.

Pentru un sistem de particule care nu interacţionează, relaţiile de mai sus sînt independente, astfel încît :

$$g_s(\{q_s\}) = \prod_{i=1}^{s} g_1(q_i). \tag{1.33}$$

Diferenţa $g_s(\{q_s\}) - \prod_{i=1}^{s} g_1(q_i)$ caracterizează corelaţia existentă din interiorul sistemului, adică modul cum sînt distribuite poziţiile particulelor în sistem, deci ordinea din interiorul sistemului.

În cazul sistemelor omogene funcţiile de corelaţie de ordinul unu şi doi au o formă simplă. Cînd $s = 1$:

$$\frac{1}{V} \int g_1(q) dq = g_1(q) = 1.$$

În cazul simetriei sferice, $g_2(q_1, q_2)$ depinde de distanţa relativă dintre particule şi atunci :

$$g_2(q_1, q_2) = g(q_1 - q_2) = g(r),$$

în care : $g(r)$ este funcţia de distribuţie radială pe baza căreia se pot obţine informaţii privind structura reală a lichidelor.

Funcţia de distribuţie radială este caracterizată în cazul unui fluid unicomponent cu densitatea ρ şi temperatura T, prin repartizarea particulelor aflate la o anumită distanţă faţă de o particulă centrală, în mişcare. În general se admite că particulele sînt distribuite după o simetrie sferică în jurul unei particule considerată ca origine. Dacă se consideră un element de volum infinitezimal dV, atunci numărul mediu de particule ce ocupă aceste element

Scanned with OKEN Scanner

de volum și care se găsesc la distanța r de o particulă centrală, este reprezentat de produsul ρdV. Ca urmare a interacțiunii dintre particulele vecine, produsul ρdV nu exprimă cu exactitate numărul de molecule din volumul dV. Din acest motiv se exprimă numărul mediu de molecule din volumul dV prin relația $\rho g(r)dV$, în care $g(r)$ este funcție de distribuția radială și evidențiază devierea de la densitatea fluidului a densității locale medii $\rho g(r)$ la o distanță r de particula considerată. Se poate aprecia că $g(r)$ reprezintă o măsură a ordinii locale din fluid în jurul unei particule date. Astfel în cazul unei dezordini complete, cînd $r \to \infty$, $g \to 1$ iar al unei ordini complete (cazul cristalelor) cînd $r \to 0$, $g \to 0$.

Funcția de distribuție radială $g(r)$ poate fi determinată experimental pentru oricare lichid prin diferite metode și anume: difracția de raze X, de neutroni, ultrasunete etc. Astfel în figura 1.9, *a*, *b*, *c* se prezintă forma curbelor de difracție pentru aur, cupru și nichel lichide. Intensitatea I a radiației este reprezentată funcție de factorul $\frac{\sin\theta}{\lambda}$ (θ — unghi de difracție, λ — lungimea de undă).

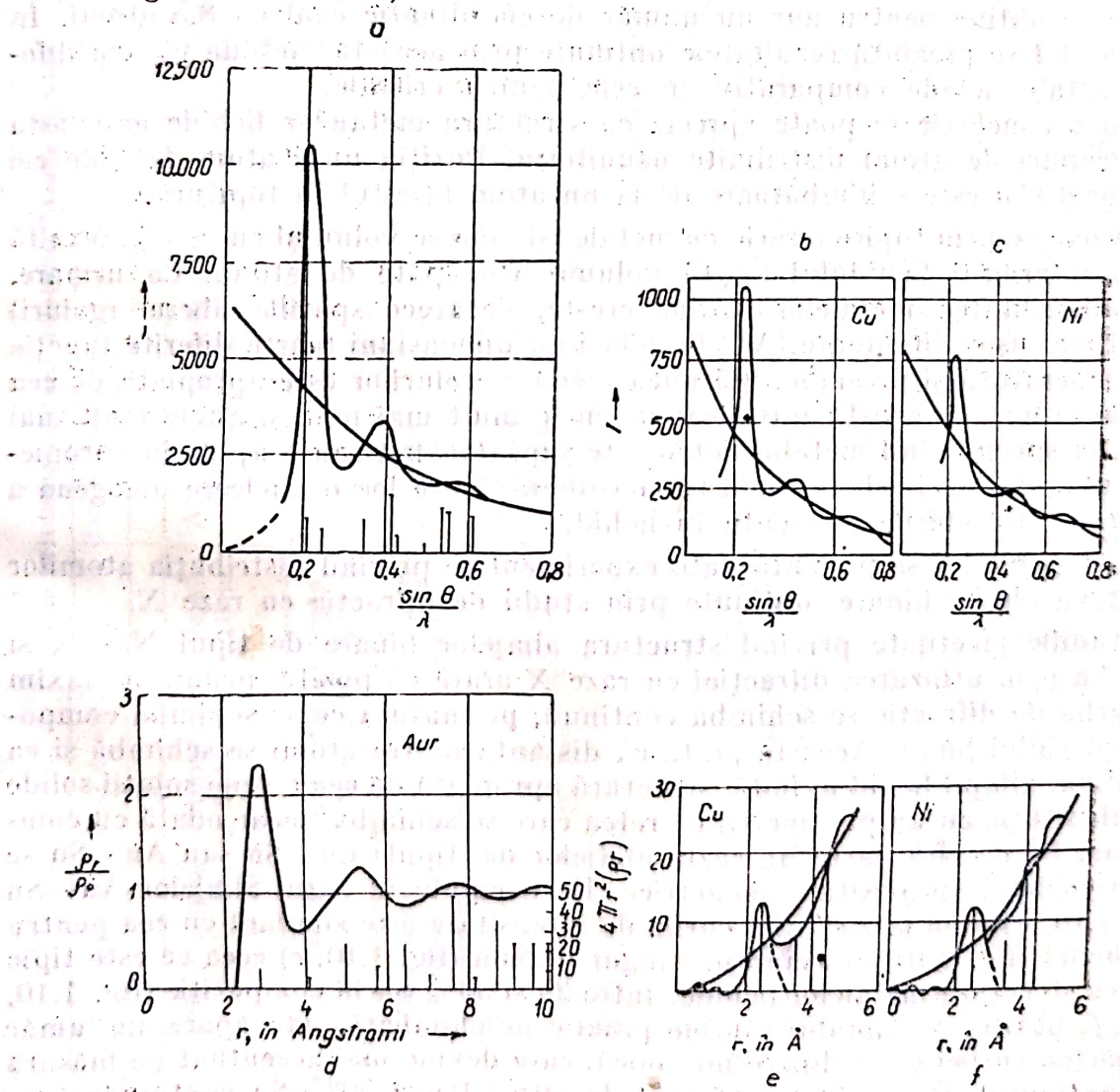


Fig. 1.9. Curbele de difracție cu raze X (*a*, *b*, *c*) și funcțiile de densitate radială (*d*, *e*, *f*) pentru aur, cupru și nichel lichide. Liniile verticale reprezintă distribuția atomilor pentru cristale de aur, cupru și nichel.

Scanned with OKEN Scanner

Din figura 1.9, *d*, *e*, *f* se obține distribuția atomică pentru aur, cupru și nichel lichide. Pentru interpretarea acestor diagrame se consideră distribuția atomilor față de oricare atom din sistem ca origine și se notează cu ρ_r probabilitatea ca un atom care ocupă o unitate de volum să se găsească la distanța r față de origine.

Dacă ρ_0 este probabilitatea că un atom să ocupe o oricare altă poziție din sistem, atunci ρ_r/ρ_0 se poate reprezenta funcție de r și se obține funcția de densitate radială reprezentată în figură, unde se dau și liniile pentru densitatea radială în cazul cristalelor de aur solid. Primul maxim de pe curba din figura 1.9, *d* apare aproape la aceeași distanță ca și cel mai apropiat atom din cristal. Restul maximelor scot în evidență o corespondență, care însă se micșorează pe măsură ce distanța se mărește. Aceasta arată că lichidul a păstrat o parte din ordinea apropiată manifestată în cristal, dar nu o mai posedă pe cea îndepărtată.

Pe baza datelor obținute prin difracție se poate determina valoarea numerelor de coordinație considerînd variația funcției de distribuție radială $4\pi r^2\rho_r$ față de r și calculînd aria de sub fiecare curbă. Astfel în cazul figurii 1.9, *d* se obține pentru aur nu număr de coordinație egal cu 8,5 atomi. În tabelul 1.4 se prezintă rezultatele obținute prin această metodă pentru diferite metale lichide comparativ cu cele pentru cristale.

Cu o concluzie se poate aprecia că structura metalelor lichide ar consta din grupuri de atomi distribuite neuniform. Poziția unui atom față de cei din jurul său este schimbătoare de la un atom la altul în topitură.

Deoarece prin topire o serie de metale își măresc volumul cu $\simeq 3\%$, rezultă că în interiorul lichidului există volume neocupate de atomi. Ca urmare, compresibilitatea metalelor lichide crește, deoarece spațiile libere (goluri) pot fi mai ușor diminuate. Aceste goluri au dimensiuni foarte diferite funcție de temperatură și presiune. Mărimea medie a golurilor este apropiată de cea a unui atom, dar există întotdeauna unele mult mai mici și altele mult mai mari, în special cînd metalul lichid este supraîncălzit sau a ajuns în apropierea punctului de fierbere, cînd se consideră că are loc o nucleere omogenă a vaporilor în golurile existente în lichid.

În tabelul 1.7 se prezintă date experimentale privind distribuția atomilor în cîteva aliaje binare, obținute prin studii de difracție cu raze X.

Studiile efectuate privind structura aliajelor binare de tipul Na—K și Ag—Au prin utilizarea difracției cu raze X arată că poziția primului maxim pe curba de difracție se schimbă continuu, pe măsură ce se schimbă compoziția aliajului binar. Aceasta arată că distanța dintre atomi se schimbă și ea continuu, aliajul lichid avînd o structură apropiată de cea a unei soluții solide de substituție cu un parametru de rețea care se schimbă linear odată cu compoziția. Pe de altă parte, în cazul aliajelor de tipul Cu—Sn sau Au—Sn se obțin curbe de intensitate asimetrice. De exemplu în cazul aliajelor Au—Sn (fig. 1.10, *a*) pînă la 25% Sn, curba de intensitate este similară cu cea pentru aur lichid (fig. 1.10, *b*) avînd un singur maxim (fig. 1.10, *c*) ceea ce este tipic pentru structura metalelor lichide. Între 25 și 50% Sn în compoziție (fig. 1.10, *d*, *e*, *f*) poziția maximului rămîne practic neschimbată, dar apare un umăr pe partea curbei cu înclinare mai mică, care devine mai accentuat pe măsură ce conținutul de staniu crește pînă la 50%. Peste 50% Sn continuă să se micșoreze intensitatea primului maxim, ajungînd ca la 100% Sn să dispară (fig. 1.10, *g*).

Scanned with OKEN Scanner

Tabelul 1.7

Date privind structura aliajelor binare lichide

Aliajele	Tipul diagramei de echilibru	Compoziția aliajelor studiate, în %	Temperatura, în °C	Modul de distribuție a atomilor în aliajul topit
1	2	3	4	5
Al—Fe	Cu compuși intermetalici Fe_3Al, $FeAl_2$, Fe_3Al_5, $FeAl_3$ și eutectic la 99,7% Al	Aliaje cu un conținut de fier mai mic decît 4%	760...1 000	Distribuție dezordonată
Ag—Mg	Cu compuși intermetalici MgAg, Mg_3Ag și eutectic la 82,5% Mg	—	—	Compuși înconjurați de atomi străini
Au—Sn	Cu compuși intermetalici stabili AuSn, nestabil $AuSn_2$, $AuSn_4$ și eutectic la 94% Sn	16,3 ; 29,4 ; 50% Sn	450...540	Existența structurii 1) Caracterul compusului AuSn 2) Distribuție dezordonată
		Compoziția aliajului $AuSn_{0,194}$; $AuSn_{0,416}$ AuSn ; $AuSn_2$; $AuSn_4$ 50% Sn	750...280	Compuși înconjurați de atomi străini
			Cu 10...15°C deasupra temperaturii de topire	Jumătate din atomi sînt distribuiți dezordonat și jumătate se mențin în ordinea apropiată a rețelei cristaline
In—Sb	Cu compuși intermetalici stabili InSb și eutectic la 68,3% Sb	Aliaj de compoziție InSb	540	Se menține ordinea apropiată de structura compusului în stare solidă
		Aliaj de compoziție InSb	540	Ordinea apropiată se transformă la topire
Ga—As	Cu compus chimic stabil GaAs	Aliaj cu compoziția GaAs	1 200	Compuși înconjurați de atomi străini
Bi—In	Cu compuși intermetalici instabili In_2Bi și InBi și eutectic la 22% Bi	In_2Bi	93...200	La 120°C distribuție analoagă compusului solid ; la temperaturi mai înalte, dezordonată
		InBi, I_2Bi	120, 220, 320	Compuși înconjurați de atomi străini
		33 ; 50 ; 75 Bi	110, 110 și 200 corespunzător	Distribuție dezordonată

Scanned with OKEN Scanner

Tabelul 1.7 (continuare)

1	2	3	4	5
K—Na	Cu compus intermetalic instabil Na_2K și eutectic la 66% K	35,4 ; 78,1 K —	115 23 ; 115	Distribuție dezordonată Distribuție dezordonată
Cs—Na	Cu compuși intermetalici instabili Na_2Cs și eutectic la 75% Cs	—	—	Distribuție dezordonată
Ag—Sn	Complex cu compus intermetalic instabil Ag_3Sn și eutectic la 96,2% Sn	3,8 ; 31,8 ; 49,6 ; 61,7 ; 75,0 ; 81,5 Ag	La 100°C peste linia lichidus. Trei aliaje la 825°C	Compuși înconjurați de atomi străini
Al—Mg	Complex cu compuși intermetalici de compoziție variabilă, eutectice și soluții solide pe bază de Al și Mg	10 ; 25 ; 37 ; 40 ; 50 ; 60 și 75% Mg	La 10...20°C peste linia lichidus	Distribuție dezordonată
Ag—Al	Complex cu eutectic la 62,5% Al	61 ; 86,3 ; 95,5 Al	—	Compuși înconjurați de atomi străini
Hg—Zn	Complex cu eutectic la 1,7% Zn	8,7 ; 12,0 ; 21,0% Zn	70...110	Distribuție dezordonată
In—Pb	Trei intervale largi de soluții solide	54,6 ; 77 ; 84,8% In	185...260	Distribuție dezordonată
Ga—In	Tipul cu eutectic	16,7 ; 42,6 ; 70,8% In	—	Compuși înconjurați de atomi străini
Bi—Pb	Tipul eutecticului cu perlitic în direcția Pb	Compoziția aliajului eutectic 43,7% Pb 45,5% Pb 10 aliaje în intervalul de concentrație 10...90% Bi	130 130 130...330	Compuși înconjurați de atomi străini Compuși înconjurați de atomi străini Distribuție dezordonată

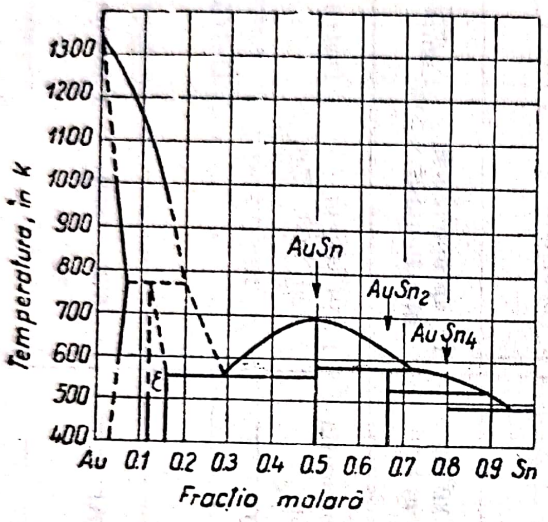
Scanned with OKEN Scanner

Cd—Sn	Tipul de eutectic cu perlectic în direcţia Sn	15 ; 25 ; 32,25 ; 45 şi 60% Cd 32,25 Cd	300 —	Distribuţie dezordonată Compuşi înconjuraţi de atomi străini, iar la ridicarea temperaturii avem distribuţie dezordonată
Bi—Sn	Tipul de eutectic cu soluţie solidă saturată Eutecticul aliajului este la 43% Bi	20 Bi 20, 50, 80% Bi 41 Bi 43 Bi	240...330 În apropierea liniei lichidus — 150, 400	— Compuşi înconjuraţi de atomi străini Compuşi înconjuraţi de atomi străini Compuşi înconjuraţi de atomi străini
Pb—Sn	Tipul de eutectic cu soluţie solidă saturată 73,9% Sn Eutecticul aliajului este la 73,9% Sn	73,9% Sn	200	Compuşi înconjuraţi de atomi străini
Sn—Zn	Tipul cu eutectic. Aliajul eutectic la 15% Zn	13 Zn	300, 500	Compuşi înconjuraţi de atomi străini
Al—Sn	Tipul cu eutectic. Aliajul eutectic la 97,8% Smn	20 ; 40 ; 60 şi 80 Sn	În apropierea liniei lichidus	Compuşi înconjuraţi de atomi străini
In—Sn	Complex cu eutectic la 47,2% Sn şi soluţie saturată în stare solidă	Aliajele cu compoziţia In_3Sn şi $InSn_4$	1 350 şi 230 220, 300, 350	Distribuţie dezordonată
Ga—Sn	Tipul cu eutectic. Aliajul eutectic 5% Sn	8% Sn	—	Distribuţie dezordonată
Al—In	Cu porţiune nemiscibilă în stare lichidă	80, 70, 50% Al	670...850	Compuşi înconjuraţi de atomi străini
Bi—Zn	Cu porţiune nemiscibilă în stare lichidă	20% Zn	120...250	Distribuţie dezordonată

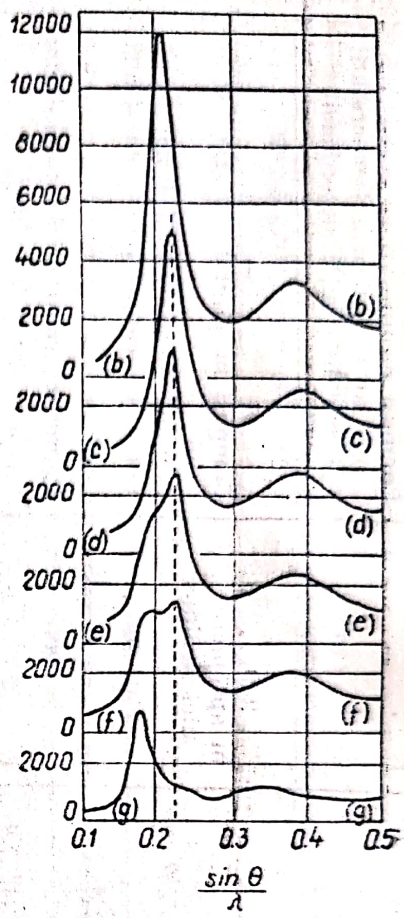
Scanned with OKEN Scanner

Fig. 1.10. Curbele de intensitate a razelor X pentru lichide în sistemul binar Au—Sn :

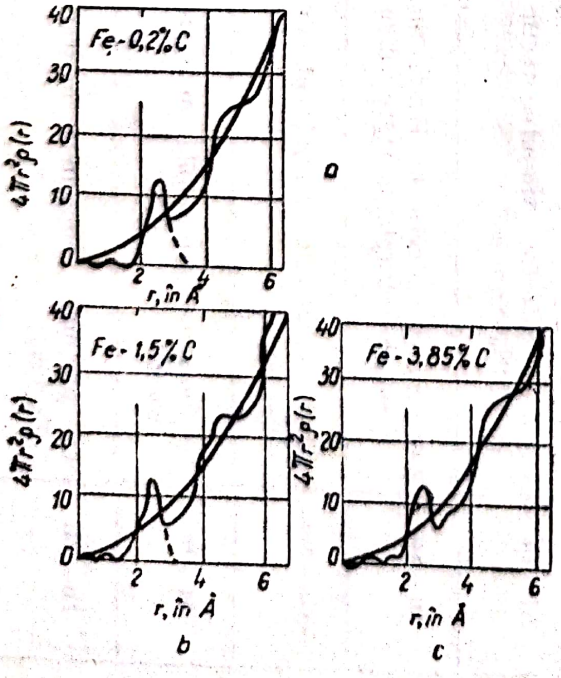
a — diagrama de echilibru Au-Sn ; *b* — aur pur la 1 120°C ; *c* — Au+25% Sn la 426°C ; *d* — Au+29,4% Sn la 295°C ; *e* — Au+40% Sn la 412°C ; *f* — Au+50% Sn la 425°C ; *g* — Sn pur la 323°C.



a



b



a

b

c

Fig. 1.11. Funcția de distribuție radială a atomilor de fier în aliajele Fe—C : *a* — Fe+0,2% C ; *b* — Fe+1,5% C ; *c* — Fe+3,85% C.

Scanned with OKEN Scanner

Pe baza acestor rezultate se trage concluzia că în stare lichidă în aliajele Au—Sn la un conținut >25% Sn există o distanță interatomică ce se apropie de cea corespunzătoare din aliajele cristaline cu 50% Sn și 50% Au, egală cu 2,84 Å.

În cazul aliajelor Cu—Sn distanța minimă observată corespunde cu distanța cea mai mică determinată în compușii Cu_6Sn_5 și Cu_3Sn.

În figura 1.11 se prezintă funcția de distribuție radială a atomilor de fier în aliajele Fe—C, cu 0,2% C, 1,5% C și 3,85% C. Din datele experimentale se obțin pentru aceste aliaje lichide numerele de coordinație date în tabelul 1.8.

Tabelul 1.8

Numărul de coordinație pentru cîteva aliaje Fe—C

	r_1, max, în Å	număr de coordinație
Fe pur	2,6	11,7
Fe + 0,2% C	2,6	11,7
Fe + 1,5% C	2,45	8,7
Fe + 3,0% C	2,50	4,9
Fe + 3,85% C	2,50	9,1

Teoria structurilor semnificative a lichidelor. Consideră structura lichidelor la echilibru ca fiind formată din particule gen solid, particule gen gaz și goluri cu dimensiuni moleculare. În aceste condiții lichidul posedă un exces de volum față de solid, egal cu diferența dintre volumul molar al lichidului V_l și cel al solidului V_s. la punctul de topire.

Acest volum liber ($V_l - V_s$) este la dispoziția unui număr redus de particule care posedă un supliment de energie comparativ cu particulele vecine. După cum s-a arătat anterior, la restul teoriilor menționate, volumul liber de exces reprezintă volumul disponibil pentru fiecare particulă.

Particulele din lichid vibrează în jurul unei poziții de echilibru cu frecvență corespunzătoare stării solide, comportîndu-se ca particule gen solid. Prin ciocnirea cu particulele vecine, particula primește o energie suplimentară pe care o transferă unuia din modurile sale de vibrație. Vibrînd puternic într-o direcție, particula deplasează particulele vecine și obține o nouă poziție, pusă la dispoziție de existența unui gol. În deplasarea sa spre o nouă poziție se transformă gradele de libertate de vibrație în grade de libertate de translație și în momentul saltului sau într-un gol vecin particulele capătă o compoziție gen-gaz.

1.5. PROPRIETĂȚILE METALELOR ȘI ALIAJELOR ÎN STARE LICHIDĂ

1.5.1. TENSIUNEA SUPERFICIALĂ

Cînd două faze, de exemplu un lichid și un gaz, sînt în contact una cu alta, acestea sînt în general separate printr-un strat, foarte subțire, numit interfață ; interfază sau fază de separație, ale cărei proprietăți sînt diferite de cele ale fazelor de bază în contact. Acest strat, care poate fi comparat cu o membrană de separație, are tendința de a-și micșora aria pentru un sistem dat.

Scanned with OKEN Scanner

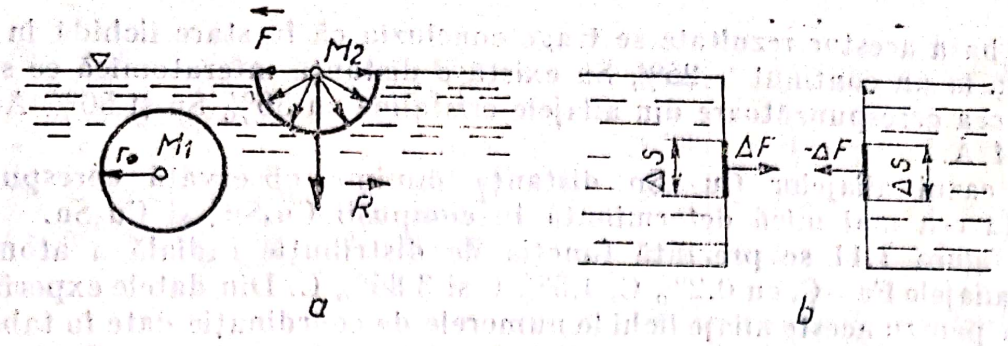


Fig. 1.12. Reprezentare schematică a forțelor ce acționează asupra unei molecule din interiorul unui lichid M_1 și al uneia de la suprafața acestora M_2.

La scară atomică fenomenul se poate privi astfel: o moleculă sau un atom M_1 care se găsește în interiorul unei mase lichide este înconjurat de un cîmp de forțe de coeziune care formează un sistem echivalent cu zero (fig. 1.12, *a*). În schimb, asupra unei molecule sau atom M_2 aflată la suprafața liberă a lichidului se exercită forțe în special dinspre interiorul lichidului, care au o rezultantă R îndreptată spre interiorul lichidului. Efectul tuturor rezultatelor R este o compresiune asupra lichidului, care se adaugă la cea datorată presiunii gazului. Pe de altă parte, forțele de coeziune F tangente la suprafața liberă dau naștere unor eforturi pe această suprafață. Dacă se consideră că se face o tăietură rectilinie de lungime Δs (fig. 1.12, *b*) se vor putea menține cele două margini de lungimi Δs în contact numai dacă asupra lor se acționează cu forțele $(\Delta\vec{F})$ și $(-\Delta\vec{F})$, situate în planul tangent și normale la tăietură. Avînd în vedere că se consideră un lichid omogen și izotrop, $(\overline{\Delta F})$ nu depinde nici de locul și nici de direcția tăieturii. Ca urmare se poate defini în fiecare punct al suprafeței libere mărimea:

$$\vec{\sigma} = \lim_{\Delta s \to 0} \frac{\vec{\Delta F}}{\Delta s} = \frac{\vec{dF}}{ds}, \tag{1.34}$$

numită *tensiune superficială*.

O altă explicație, se poate da și în felul următor. Urmărind creșterea ariei interfeței, adică aducerea de molecule sau atomi din interiorul masei de lichid la suprafață este necesar să se consume o energie care să învingă energia de legătură din lichid. În consecință, stratul superficial al lichidului are o energie liberă mai mare decît masa de lichid. Acest exces de energie superficială este numit în mod uzual *tensiune superficială* și acționează paralel la suprafață și se opune oricărei încercări de creștere a ariei interfeței. După cum se știe, o tensiune este, de fapt, o presiune cu semn negativ.

Dacă tensiunea superficială este σ, atunci lucrul mecanic efectuat de către suprafață în procesul de mărire a ariei cu o mărime dA este:

$$dW = -\sigma dA.$$

Tensiunea superficială se definește în condiții de echilibru mecanic și temperatură uniformă pentru un sistem dat.

Se consideră două fluide în echilibru mecanic separate printr-o interfață (fig. 1.13). Se notează cu p' presiunea din faza interioară și cu p'' cea din faza exterioară. Interfața este supusă la o tensiune superficială σ și la cele două presiuni p' și p''. Notînd cu r_1 și r_2 razele de curbură a două secțiuni normale

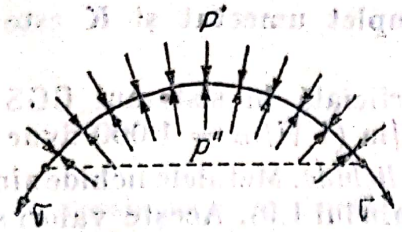


Fig. 1.13. Echilibrul în cazul a două fluide separate printr-o interfață.

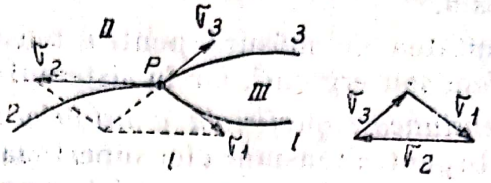


Fig. 1.14. Echilibrul la o linie de contact (triunghiul lui Neuman).

oarecare duse în suprafața curbă se poate scrie condiția de echilibru mecanic în fiecare punct al suprafeței conform cu relația lui *Laplace* ca fiind :

$$\Delta p = p'' - p' = \sigma\left(\frac{1}{r_1} + \frac{1}{r_2}\right). \tag{1.35}$$

Pentru cazul cînd $r_1 = r_2 = r$, ecuația (1.35) devine : $p'' - p' = \frac{2\sigma}{r}$ *(relația lui Kelvin)*, iar cînd $r = \infty$ se obține $p'' = p'$, care este condiția pentru echilibru mecanic a unei suprafețe plane.

Trei suprafețe, asupra cărora acționează tensiuni superficiale, se întîlnesc în lungul unei linii de contact (fig. 1.14).

În figura 1.14 se prezintă o secțiune normală a intersecției suprafețelor *I*, *II* și *III* în lungul liniei *P* normală la diagramă. Suprafața *1* separă fluidele *I* și *III*, suprafața 2 separă fluidele *I* și *II*, iar suprafața *3* separă fluidele *II* și *III*. La echilibru trebuie să fie satisfăcută condiția :

$$\vec{\sigma}_1 + \vec{\sigma}_2 + \vec{\sigma}_3 = 0 \tag{1.36}$$

cunoscută sub numele de *legea triunghiului lui Neumann*. Ca exemplu se dă formarea bulelor de gaze la interfața metal lichid — zgură.

În cazul interfețelor solid-fluid, ca urmare a lipsei de mobilitate a interfeței, fenomenele superficiale sînt diferite față de cele arătate mai sus. În figura 1.15 se prezintă o secțiune normală a unei linii de contact într-un sistem trifazic. Condiția pentru echilibru mecanic în lungul direcției paralele la suprafață se înscrie sub forma ecuației lui *Young* :

$$\sigma_{lg} \cos\theta = \sigma_{sg} - \sigma_{sl}, \tag{1.37}$$

în care : σ_{lg} este tensiunea interfazică lichid-gaz ;
σ_{sg} — tensiunea interfazică solid-gaz ;
σ_{sl} — tensiunea interfazică solid-lichid ;
θ — unghiul de contact.

Pentru cazul cînd nu se stabilește linia de contact, se definește un coeficient de umectare K, definit astfel :

$$K = \frac{\sigma_{sg} - \sigma_{sl}}{\sigma_{lg}}.$$

Cînd : $K \geqslant +1$ solidul este complet umectat de lichid ;
$K \leqslant -1$ solidul nu este umectat.

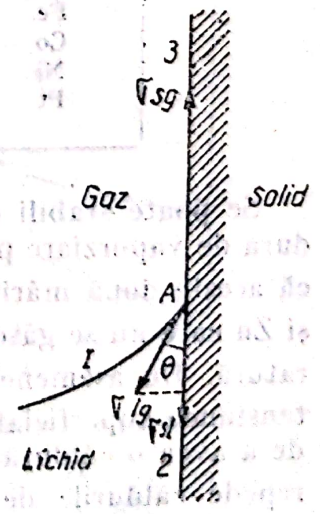


Fig. 1.15. Definirea unghiului de contact.

Pentru valori între ± 1, solidul este incomplet umectat și K este egal cu cos θ.

Unitatea de măsură pentru tensiune superficială în sistemul CGS este dyne/cm sau erg/cm^2, iar în sistemul SI este N/m (1 N/m = 1 000 dyne/cm).

Tensiunea superficială a metalelor și aliajelor lichide. Metalele lichide sînt cunoscute pentru tensiunea lor superficială mare (tabelul 1.9). Aceste valori se pot compara cu tensiunea superficială a apei la 20°C egală cu 72 dyne/cm (10^{-3} N/m) și cea a lichidelor organice la care σ ia valori între 17...45 dyne/cm (10^{-3} N/m). Creșterea unei suprafețe de contact lichid-gaz presupune, așa cum s-a arătat mai sus, că atomii de la suprafață pierd jumătate din atomii lor vecini. Se poate face o asimilare cu situația din procesul de vaporizare.

Tabelul 1.9

Tensiunea superficială a metodelor lichid

Metalul	Temp., în °C	Tensiunea superficială dyne·cm^{-1} (N/m·10^3)
Cu	1 120	1 280
Ag	970	920
Au	1 070	1 127
Zn	420	750
Cd	330	550
Mg	20	465
Ga	30	725
Zn	160	340
Te	450	460
Si	1 420	~ 725
Ti	~1 670	1 510
Sn	~ 240	~ 550
Pb	400	445
Sb	640	395
Bi	400	375
Cr	1 540	>1 590
W	3 360	2 310
Mn	1 250	>1 300
Fe	1 550	1 768
Co	1 550	1 886
Ni	1 550	1 934
Pt	1 800	1 699

Se poate stabili o corelație între tensiunea superficială (ergi/cm^2) și căldura de vaporziare pe unitatea de volum. În figura 1.16 se evidențiază faptul că aceste două mărimi sînt în strînsă dependență. Excepție fac Hg, Cd, Mg și Zn care nu se găsesc în stare lichidă decît într-un interval mic de temperatură. De asemenea, se poate stabili o corelație între volumul atomic și tensiunea superficială, deoarece metalele cu volum atomic mare au tendință de a avea o căldură de vaporizare mică pe gram-mol, astfel că ele ating mai repede căldurile de vaporizare pe unitatea de volum.

O influență deosebită asupra tensiunii superficiale a metalelor lichide o au elementele superficial active cum sînt : oxigenul, sulful, seleniul și telurul.

Scanned with OKEN Scanner

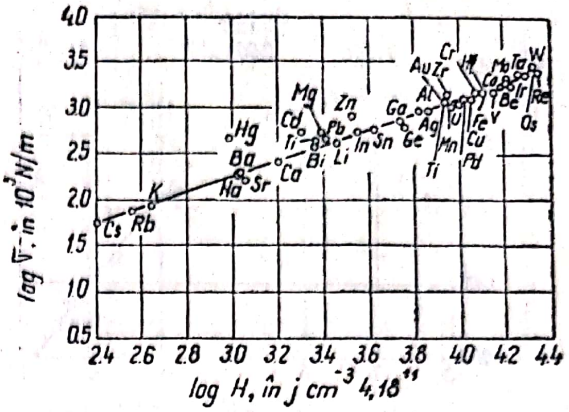


Fig. 1.16. Tensiunea superficială a metalelor lichide la punctul de topire funcție de căldura de vaporizare pe unitatea de volum.

În figurile 1.17 și 1.18 se prezintă efectul acestora asupra tensiunii superficiale a fierului și respectiv a cuprului lichid.

De o importanță deosebită atît în mecanismul reacțiilor metal-gaz, cît și în procesul de formare a structurii primare o au fenomenele de adsorbție superficială, care pot fi evidențiate prin ecuația absorbției a lui *Gibbs*:

$$G = -\frac{1}{RT}\left(\frac{\partial \sigma}{\partial \ln a}\right) T, \qquad (1.38)$$

în care: G este excesul de element superficial pe unitatea de arie de interfață;

σ — tensiunea superficială;

a — activitatea elementului superficial în sistemul analizat.

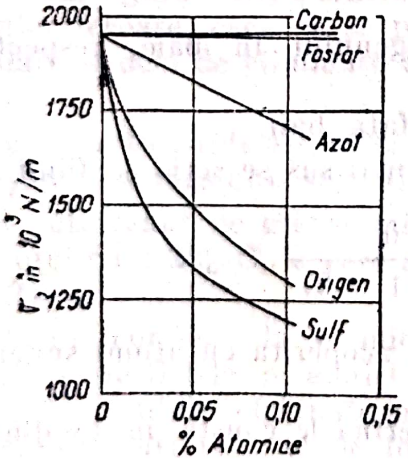


Fig. 1.17. Tensiunea superficială a sistemelor binare Fe—C; Fe—P; Fe—N; Fe—O; Fe—S. Rezultatele pentru Fe—C și Fe—P se reprezintă doar schematic pentru comparație cu celelalte aliaje.

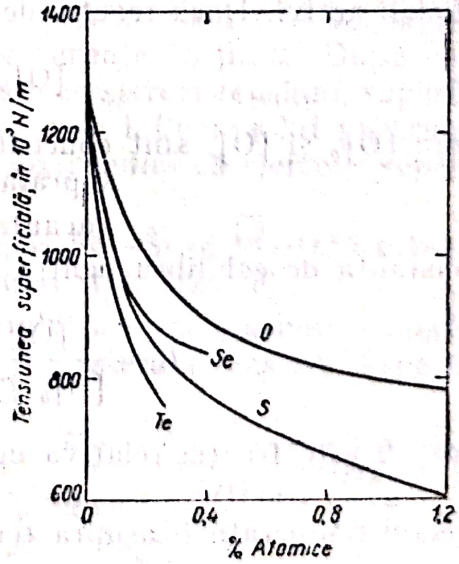


Fig. 1.18. Tensiunea superficială a sistemelor Cu—O, Cu—Se, Cu-S, Cu—Te la temperatura de 1 150°C.

Scanned with OKEN Scanner

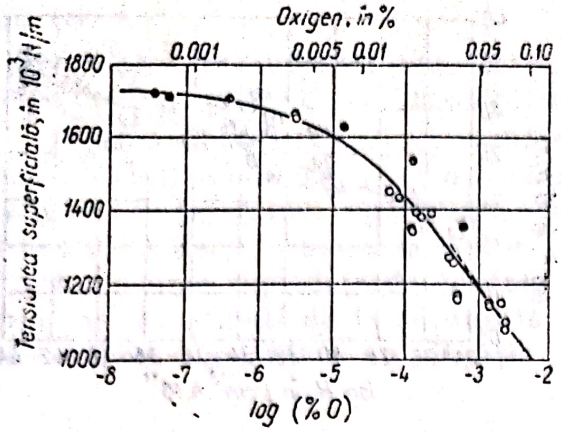


Fig. 1.19. Tensiunea superficială în sistemul Fe—O la 1 550°.

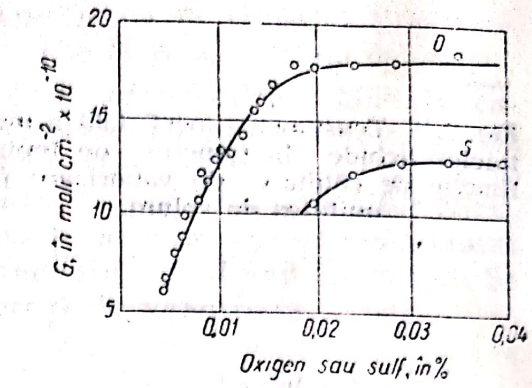


Fig. 1.20. Excesul de oxigen și sulf pe unitatea de arie de interfață în cazul sistemelor Fe—O și Fe—S la 1 550°C.

Influența puternică pe care elementele superficial active o au asupra tensiunii superficiale este evidențiată în figura 1.19, unde se prezintă tensiunea superficială a aliajelor Fe—O la 1 550°C.

Considerîndu-se tangenta la curbă ca fiind $(d\sigma/dl\,a)$, se poate determina valoarea maximă a lui G după cum se arată în figura 1.20.

În legătură cu stratul superficial este de reținut că se consideră că el este de grosime monoatomică și că mărimea G are o valoare maximă atunci cînd suprafața este acoperită complet de un strat de element superficial activ.

În aceste condiții se poate calcula acoperirea relativă a suprafeței cu atomi superficiali activi. Dacă reacția de adsorbție se scrie ca fiind :

$$[O]_b + \square_s = [O]_s,$$

în care : $[O]_b$ și $[O]_s$ sînt concentrațiile oxigenului în baie, respectiv la suprafața băii ;

$\square$ — vacanța pe suprafața băii.

Constanta de echilibru pentru reacția de mai sus se scrie ca fiind :

$$K = \frac{[O]_s}{[O]_b \cdot \square_s} = \frac{\theta}{[O_b](1-\theta)},$$

în care : θ este fracția relativă de suprafață acoperită cu atomi superficiali activi.

Efectul temperaturii asupra tensiunii superficiale constă în tendința de micșorare a acesteia în cazul metalelor pure și de creștere în cazul aliajelor lichide în care se manifestă tendința de micșorare a tensiunii superficiale de către elemente superficial active. În figura 1.21 se prezintă un exemplu tipic al influenței temperaturii asupra tensiunii superficiale.

Este interesant de observat că doar elementele nemetalice au această proprietate de a fi superficial active și de a influența puternic tensiunea su-

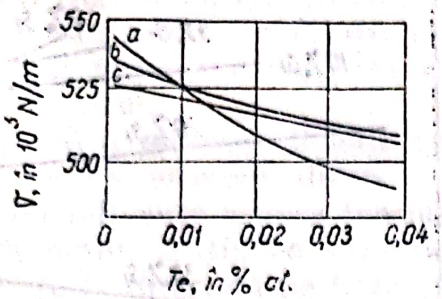


Fig. 1.21. Influența temperaturii asupra tensiunii superficiale a aliajelor lichide Sn—Te :
a — 300°C ; *b* — 400°C ; *c* — 500°C.

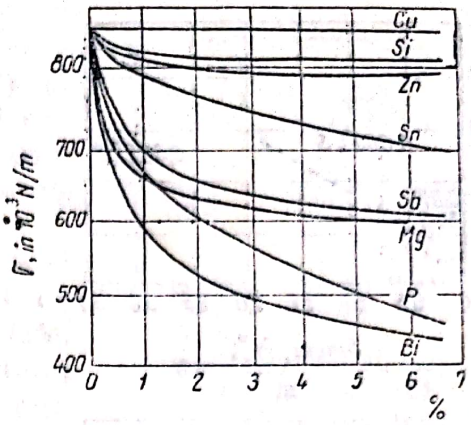


Fig. 1.22. Tensiunea superficială a unor aliaje pe bază de aluminiu supraîncălzite cu 50 . . . 60°C peste temperatura de topire.

perficială. Elementele metalice cum sînt : Cu, Ce, Ti, Zr, V, Ta, Cr, Mo, W, Mn, Co, Ni, Pd, Pt nu sînt practic superficial active și nu au o influență deosebită asupra tensiunii superficiale.

În figura 1.22 se prezintă influența cîtorva metale asupra tensiunii superficiale a aluminiului lichid.

Avînd în vedere importanța deosebită a tensiunii superficiale atît în procesele de elaborare, cît și în cele de turnare și de formare a structurii primare, s-au făcut cercetări privind influența concomitentă a carbonului și sulfului asupra tensiunii superficiale a fierului lichid.

În figura 1.23 se prezintă tensiunea superficială pentru soluții lichide Fe—C—S la 1 450°C.

O atenție deosebită s-a acordat studiilor privind influența siliciului asupra tensiunii superficiale a aliajelor feroase turnate în piese. După cum se constată din figura 1.24, *a* siliciul conduce la o creștere a tensiunii superficiale a aliajelor feroase, ceea ce se poate explica prin influența lui puternică de dezoxidare și deci de eliminare a influenței oxigenului ca element superficial activ.

La conținuturi ridicate de siliciu în aliajele Fe—Si se constată o tendință de micșorare a tensiunii superficiale a fierului (fig. 1.24, *b*).

Este interesant de arătat influența siliciului asupra tensiunii superficiale a unui oțel cu 1,2% C, la care se constată o creștere a tensiunii superficiale (fig. 1.24, *c*).

Fosforul conduce la o micșorare a tensiunii superficiale a aliajelor Fe—C (fig. 1.25). Studiile efectuate au arătat că la conținuturi scăzute de fosfor este mai dificil de evidențiat influența acestuia ca urmare a influenței celorlalte elemente din compoziția aliajelor fier-carbon, cum sînt sulful, oxigenul, azotul.

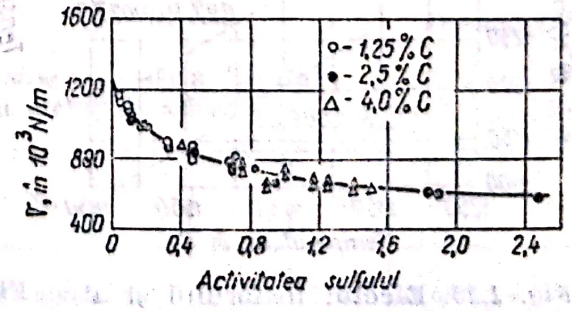


Fig. 1.23. Tensiunea superficială pentru sistemul Fe—C—S la 1 450°C.

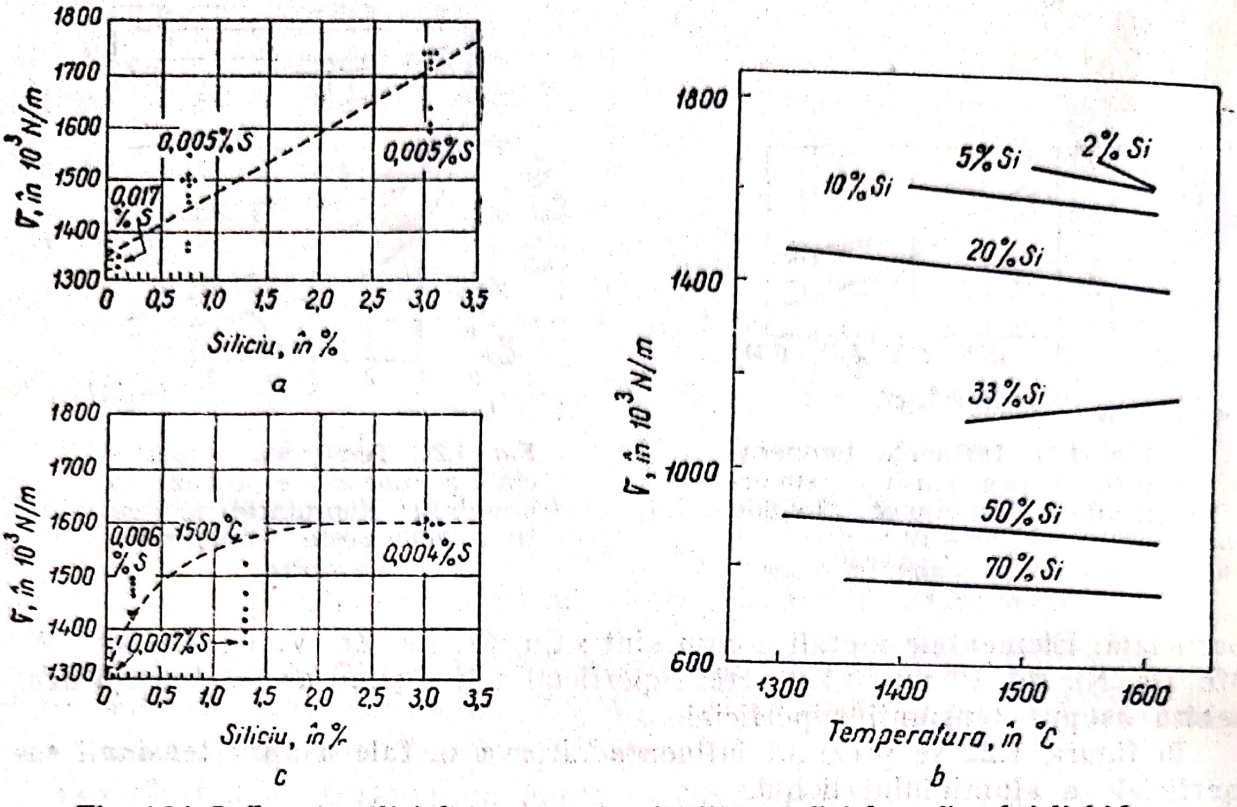


Fig. 1.24. Influența siliciului asupra tensiunii superficiale a fierului lichid : *a* — la conținuturi mici de siliciu ; *b* — la conținuturi ridicate ; *c* — în cazul cînd fierul lichid conține 1,2% C.

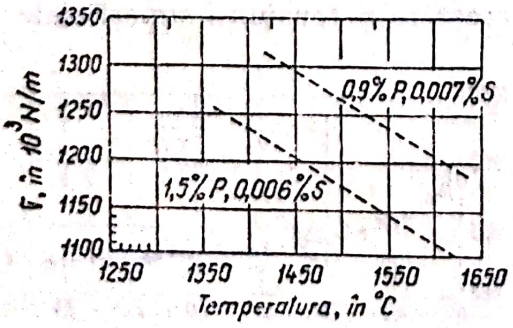


Fig. 1.25. Efectul fosforului și al temperaturii asupra tensiunii superficiale a fierului lichid.

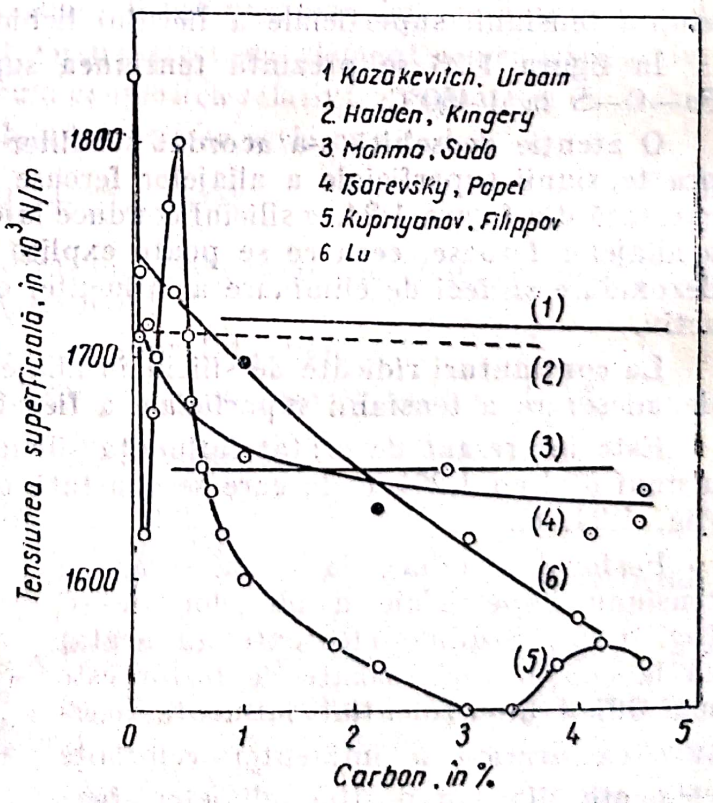


Fig. 1.26. Tensiunea superficială a aliajelor Fe—C la 1 550°C.

De asemenea, s-au studiat tensiunile superficiale ale aliajelor Fe—C (fig. 1.26) și Fe—Ni (fig. 1.27). Ca urmare a tehnicilor experimentale diferite utilizate, rezultatele experimentale prezentate mai sus diferă de la un autor la altul.

În cazul aliajelor lichide care conțin mai mult de un element dizolvat este dificil de apreciat influența asupra tensiunii superficiale. De exemplu, tensiunea superficială a oțelului nu poate fi apreciată pe baza compoziției chimice, deoarece efectele sulfului și oxigenului nu se pot însuma, comportarea lor în fierul lichid fiind influențată de prezența celorlalte elemente de aliere.

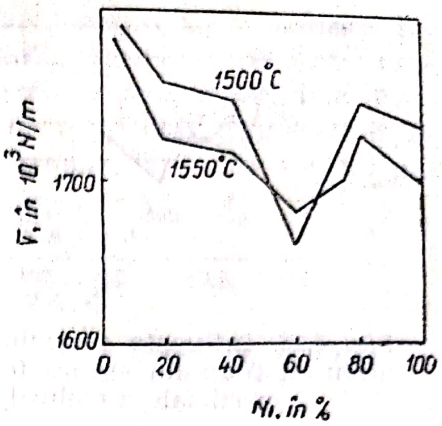


Fig. 1.27. Tensiunea superficială a aliajelor lichide Fe—Ni.

Ca urmare a importanței practice a tensiunii superficiale s-au făcut determinări ale acestei mărimi pentru aliajele tehnice cu răspîndire mare în turnătorii, în special pentru fonte și oțeluri. Rezultatele obținute de diferiți cercetători diferă în funcție de metoda de determinare utilizată și de puritatea materialului metalic utilizat la experimentări.

În tabelul 1.10 se prezintă rezultatele cercetărilor efectuate pentru determinarea tensiunii superficiale a fontelor, iar în tabelul 1.11 variația tensiunii superficiale a fierului, funcție de natura elementelor de aliere.

Tabelul 1.10

Tensiunea superficială pentru cîteva fonte

Nr. crt.	Compoziția aliajului	Temp., în °C	σ în (N/m·10³) dyne/cm
1	C = 3,32% ; Mn = 0,56% ; Si = 2,76 % ; P = 0,49%	1 250 1 350	846 926
2	C = 3,32% ; Si = 2,76% ; Mn = 0,56% ; P = 0,492% ; Si = 0,126%	1 277 1 310	936 917
3	C = 3,52% ; Mn = 4,1% ; Si = 0,65% ; P = 1,6%	1 150 1 250 1 310	1 054 1 088 1 108

Tabelul 1.11

Variația tensiunii superficiale $d\sigma/d$(% atomice) a fierului în funcție de natura elementelor de aliere

Elementul	B	Al	C	Si	Sn	Ni	O	S	Si	Te
$\frac{d}{d(\%\ \text{atomic})}$	226	36	3	6	1 600	850	8 600	15 400	54 600	54 600

$$\log p = AT^{-1} + D.$$

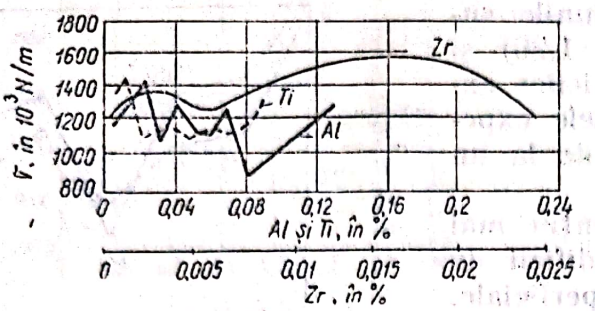


Fig. 1.28. Influența zirconiului, aluminiului și titanului asupra tensiunii superficiale a oțelurilor.

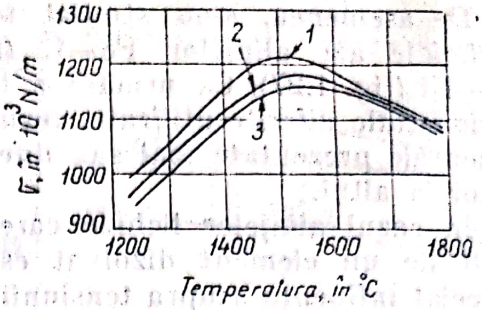


Fig. 1.29. Influența temperaturii asupra tensiunii superficiale a fontelor albe *(1)*, cenușii *(2)* și pestrițe *(3)*.

În figura 1.28 se prezintă influența zirconiului, aluminiului și titanului asupra tensiunii superficiale a oțelurilor.

În cazul fontelor se constată o creștere a tensiunii superficiale pînă la temperatura de $\simeq 1\,500°C$, după care urmează o micșorare, ajungînd ca la temperatura de 1 800°C diferența dintre tensiunile superficiale ale fontelor albe, cenușii sau pestrițe să fie foarte mică (fig. 1.29).

Este interesant de arătat influența unor elemente care dau carburi asupra tensiunii superficiale a fontelor (fig. 1.30). Din figură se constată că spre deosebire de fonta nealiată, fonta aliată cu elemente care dau carburi (Cr, V), prezintă o valoare a maximului pe curba de variație a tensiunii superficiale situată spre temperaturi și valori mai mari. Aceste rezultate se explică pe baza apariției unor legături mai puternice între atomii de fier și cei de carbon ca urmare a adăugării elementelor și a micșorării forțelor de legătură dintre atomii de carbon.

Viscozitatea. Viscozitatea este proprietatea fluidelor de a se opune deformărilor (mișcărilor) care nu constituie reduceri ale volumului lor, prin dezvoltarea unor eforturi unitare. Această proprietate se manifestă numai la fluidele în mișcare și exprimă frecarea interioară dintre straturile de fluid care se deplasează cu viteze diferite.

Pentru evidențierea naturii viscozității și stabilirea relațiilor de calcul se consideră un fluid între două plăci plane și paralele situate la distanța L

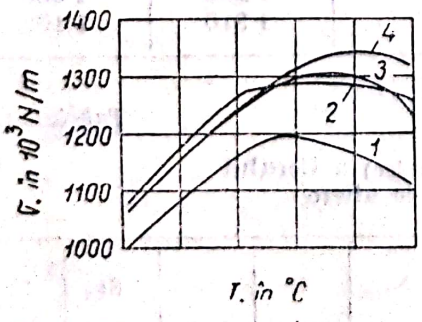


Fig. 1.30. Influența temperaturii asupra tensiunii superficiale a fontelor :

1 — fontă nealiată ; *2* — fonte cu 1,2% Cr ; *3* — fontă cu 1,02% Mo; *4* — fontă cu 0,8% V.

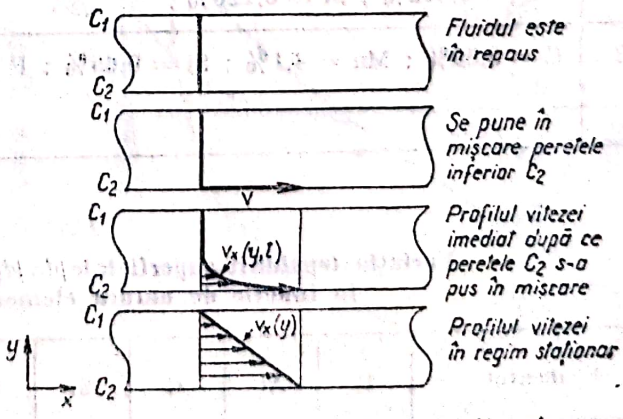


Fig. 1.31. Obținerea profilului vitezei pentru un fluid care curge laminar între doi pereți.

(fig. 1.31). La momentul $t = 0$, se imprimă plăcii inferioare C_1 o mișcare în direcția x cu viteza v_0, în timp ce placa superioară C_2 rămîne în repaos. Constatările experimentale arată că în timp ce placa C_1 se mișcă cu viteza v_0, aceasta va determina o deplasare și a straturilor de fluid dintre plăci. După o perioadă de timp se obțin condiții de regim staționar. Variația vitezei pe distanța L se exprimă prin relația:

$$v_x = v_0 \frac{y}{L}.$$

Pentru menținerea mișcării plăcii inferioare C_2 este necesară o forță F ce se poate exprima astfel:

$$F_x = \eta \frac{v_0}{L}. \tag{1.39}$$

Rezultă deci că forța ce acționează pe unitatea de suprafață este proporțională cu viteza și invers proporțională cu distanța dintre plăci. Constanta de proporționalitate din relația (1.39) se numește *viscozitatea fluidului*.

Considerînd că viteza are o variație lineară, se poate rescrie ecuația de mai sus în vederea obținerii expresiei eforturilor tangențiale ce acționează în direcția x la o distanță y:

$$\tau_{xy} = -\eta \frac{dv}{dy}, \tag{1.40}$$

în care: τ_{xy} este forța de frecare care acționează pe unitatea de suprafață, în direcția x, la o distanță y;

$\frac{dv}{dy}$ — gradientul de viteză pe direcția perpendiculară deplasării.

Relația (1.40) este expresia matematică a legii lui Newton care spune că efortul tangențial între două straturi adiacente este proporțional cu valoarea negativă a gradientului local de viteză. În general toate gazele, metalele și aliajele lichide, zgurele metalurgice lichide, respectă legea lui Newton și sînt numite fluide newtoniene.

În anumite situații este util să se folosească mărimea η/ρ (viscozitate/densitate) care se numește *viscozitate cinematică*.

Din analiza ecuației (1.40) se pot scrie unitățile de măsură pentru viscozitate ca fiind:

$$\eta = -\tau_{xy}\left(\frac{dv}{dy}\right)^{-1} [=](g \cdot cm^{-1} \cdot sec^{-2})\,(cm \cdot sec^{-1}\, cm^{-1})^{-1} = [=]\, g \cdot cm^{-1} \cdot sec^{-1}$$

Pentru mărimea $\nu = \eta/\rho$ [=] $cm^2 \cdot sec^{-1}$.

În sistemul CGS unitatea $g \cdot cm^{-1} \cdot sec^{-1}$ se numește poise (P). De obicei datele experimentale privind viscozitatea se dau în centipoise (1 CP = 0,01 P).

Unitatea $cm^2 \cdot sec^{-1}$ se numește stokes.

În sistemul SI unitatea de măsură pentru viscozitate este 1 Ns/m^2 = 10 P, iar pentru viscozitatea cinematică 1 $m^2/s = 10^4$ stokes.

Viscozitatea cinematică a metalelor și aliajelor la temperatura de turnare este practic mai mică decît cea a apei la temperatura ambiantă, ceea ce ilustrează fluiditatea ridicată a lor.

Scanned with OKEN Scanner

Există o legătură strînsă între viscozitate cinematică și volumul atomic, precum și între acestea și entropie. Cu cît este mai mare volumul atomic V, cu atît viscozitatea cinematică este mai mică :

$$\nu = K\frac{1}{V}, \qquad (1.41)$$

unde : $K = 4...5$ pentru metalele lichide în apropierea temperaturilor de cristalizare ;

$$V = \frac{\textit{greutatea atomică}}{\textit{densitate}}.$$

Influența factorului geometric (volumul atomic) se explică prin aceea că el exprimă distanța dintre atomi și deci valoarea forțelor de legătură, precum și a frecării interioare.

Volum atomic mai mare înseamnă distanță mai mare între atomi, forțe de legătură mai mici, frecări interioare mai slabe, capacitate de curgere mai mare.

Factorul energetic (entropia S) exprimă modul de ordonare a atomilor la trecerea dintr-un sistem în altul (vezi legea lui Trouton — relația 1.15)

$$S = \frac{Q}{T} = 2{,}2 \text{ cal/mol·K} = 9{,}211 \text{ [J/mol·K]},$$

în care : Q este căldura latentă de topire ;
T — temperatura de topire.

Cu cît entropia S este mai mare (cu aît Q este mai ridicat) cu atît diferența dintre starea solidă și cea lichidă a metalului este mare, structura lui la aceste stări — mai diferită ; la treceri din starea solidă în cea lichidă au loc schimbări esențiale de forțe.

Metalele care au valoarea entropiei S mică, posedă o viscozitate mai mare, deoarece la topire nu au loc schimbări esențiale în ceea ce privește ordinea îndepărtată și apropiată a atomilor (prin ordine îndepărtată, după cum se știe, înțelegîndu-se modul de așezare a atomilor pe distanțe de 10^5 atomi în linie).

Interdependența dintre viscozitate și volumul atomic (sau entropie), arată că în aceleași condiții de turnare metalele și aliajele ușor fuzibile (de exemplu Pb, Bi, Sn) au o capacitate de curgere mai mare, față de cele greu fuzibile (de exemplu Fe). Aliajele de Al, Cu și Zn ocupă o poziție intermediară.

Viscozitatea scăzută a Pb și a aliajelor lui este una din cauzele folosirii lor pentru turnarea literelor de tipar, socotite piese cu cei mai subțiri pereți.

Viscozitatea aliajelor depinde de viscozitatea metalului de bază, precum și de compoziția, de puritatea și de temperatura lor.

Aliajul binar lichid poate fi considerat ca un sistem constituit din atomii A și B.

Scanned with OKEN Scanner

Forțele de legătură dintre atomii de același tip și de tipuri diferite pot fi simbolizați astfel : F_{A-A}, F_{B-B} sau F_{A-B}. Pot exista următoarele situații :

$$F_{A-A} = F_{A-B} = F_{B-B} \qquad (1)$$

$$F_{A-A} < F_{A-B} > F_{B-B} \qquad (2)$$

$$F_{A-A} > F_{A-B} < F_{B-B} \qquad (3)$$

$$F_{A-A} > F_{A-B} \geqslant F_{B-B} \qquad (4)$$

Forțele de legătură arătate pot fi determinate pe baza variației de energie (căldurii degajate-consumate la dizolvare, a coeficientului de activitate), precum și a volumului specific, care au loc la obținerea sistemului.

În aliajele binare cu stabilitate nelimitată a elementelor A și B, căldura de amestecare în cele mai multe cazuri este egală cu zero, iar forțele de legătură între atomii de același tip și de tipuri diferite sînt egale (egalitatea 1). Nu are loc nici o variație de energie. Tensiunea vaporilor substanței dizolvate se micșorează corespunzător concentrației lui și deci activitatea lui variază conform legii lui Raoult. Viscozitatea se va schimba liniar în funcție de concentrație.

În sistemele cu compuși intermetalici prin amestecare are loc degajare de căldură (procesul este exoterm) și micșorarea volumului. Căldura degajată reprezintă diferența dintre căldura de formare a compusului $A-B$ și căldurile de disociere $A-A$ și $B-B$. Curba activității arată o abatere negativă de la legea lui Raoult (coeficientul activității este subunitar). Forțele F_{A-B} sînt mai mari decît F_{A-A} sau F_{B-B} (în condiția 2). Soluția nu mai este ideală, însă își păstrează omogenitatea chimică.

Forțele mari de legătură dintre atomii A și B determină creșterea viscozității aliajului.

La aliajele eutectice procesul de aliere are loc cu consum de căldură (este endoterm), coeficientul de activitate este supraunitar (abatere pozitivă de la legea lui Raoult). Efectul endoterm indică rezistența opusă de componentele sistemului procesului de amestecare și prezența microneomogenității chimice (inegalitatea 3). Forțele de respingere a atomilor de tip diferit determină micșorarea viscozității aliajului.

În cazul condiției *4*, alierea poate avea loc cu degajare sau cu absorbție de căldură.

La aliajele cu eutectic în soluție viscozitatea se va schimba fiind o rezultantă a condițiilor *1* și *3*.

Rezultă că metalele pure și aliajele eutectice cu visczoitatea mai mică decît aliajele cu interval de solidificare (cu soluție solidă).

În aliajele tehnice elementele pot micșora sau mări viscozitatea în funcție de natura forțelor de legătură dintre atomi.

Influența elementelor asupra viscozității se manifestă prin schimbarea densității și a temperaturii de cristalizare, conform relațiilor :

$$\eta = \frac{G}{V - b}, \qquad (1.42)$$

Scanned with OKEN Scanner

în care : η este viscozitatea dinamică ;
V — volumul specific ;
C — constantă ;
b — constantă, care exprimă volumul fazei lichide în perioada de precristalizare ;

sau :

$$\eta = A \frac{1}{V^{1/3}} e^{\frac{E}{VRT}}, \qquad (1.43)$$

în care : A este o constatnă ;
V — volumul molar ;
T — temperatura absolută ;
E — energia de activare (80...120 kJ/g·atom) ;
R — constanta lui Boltzmann.

Elementele care micşorează densitatea (măresc volumul specific sau molar) micşorează viscozitatea (la temperatură constantă).

Dacă elementul micşorează temperatura de cristalizare, la acelaşi grad de supraîncălzire a aliajelor, contribuie la micşorarea viscozităţii. Mai mult, la temperatură mai mică de topire se separă un volum mai mic de fază solidă, dacă se micşorează valoarea lui b din formula (1.42).

Ţinînd seama de aceste corelaţii se poate explica de ce elementele C, Si şi P micşorează viscozitatea fontelor, în timp ce S o măreşte.

Viscozitatea fluidelor este influenţată de către temperatură, presiune şi compoziţie. Efectul presiunii asupra viscozităţii metalelor şi aliajelor lichide utilizate în turnătorie se consideră a fi foarte mic şi practic nesemnificativă.

Influenţa temperaturii asupra viscozităţii metalelor şi aliajelor lichide arată că aceasta scade cu creşterea temperaturii. Această dependenţă se poate exprima prin relaţia :

$$\mu = \mu_0 e^{-E_v/RT},$$

în care : μ_0 este viscozitatea la temperatura de referinţă ;
E_v — energia de activare a curgerii vîscoase.

În figura 1.32 se prezintă dependenţa de temperatură a viscozităţii diferitelor metale şi a bioxidului de siliciu (silice).

Compoziţia chimică influenţează în mod deosebit viscozitatea aliajelor lichide (fig. 1.33).

În majoritatea sistemelor metalurgice prezintă o importanţă deosebită menţinerea valorii viscozităţii la un nivel cît mai scăzut posibil. Astfel în procesele de transfer de masă la care este necesar un contact intim între faze, valoarea viscozităţii trebuie să fie cît mai mică.

În general viscozitatea metalelor şi zgurelor lichide utilizate în turnătorie variază între 0,005...0,05 P (dyne s·cm^{-2}).

În figura 1.34 se prezintă variaţia viscozităţii, cadmiului, fierului şi cuprului lichide funcţie de temperatură.

Este interesant de arătat variaţia viscozităţii metalelor lichide în condiţii de subrăcire (fig. 1.35), unde se constată că nu există nici o discontinuitate în variaţia viscozităţii funcţie de temperatură atunci cînd temperatura se găseşte sub cea de topire.

Scanned with OKEN Scanner

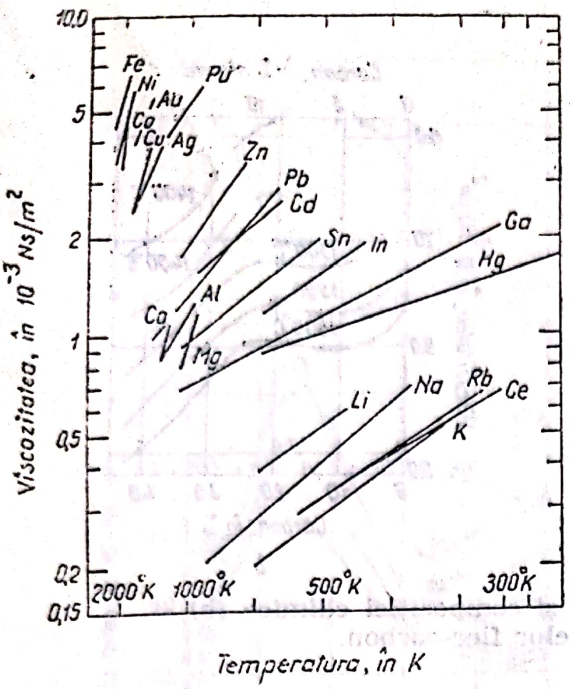


Fig. 1.32. Viscozitatea metalelor lichide.

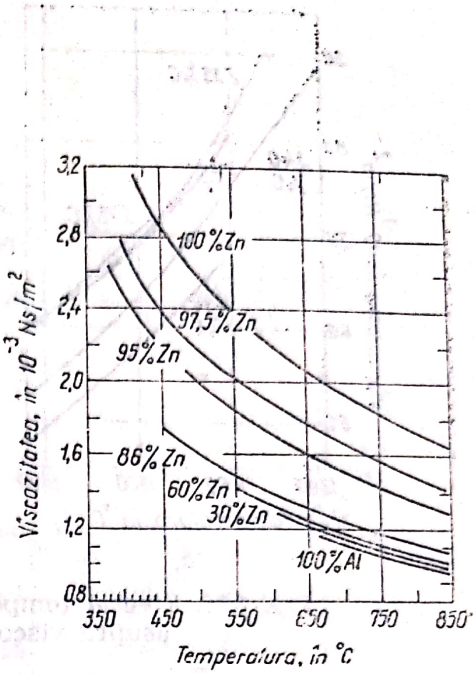


Fig. 1.33. Viscozitatea aliajelor lichide Zn—Al funcție de temperatură.

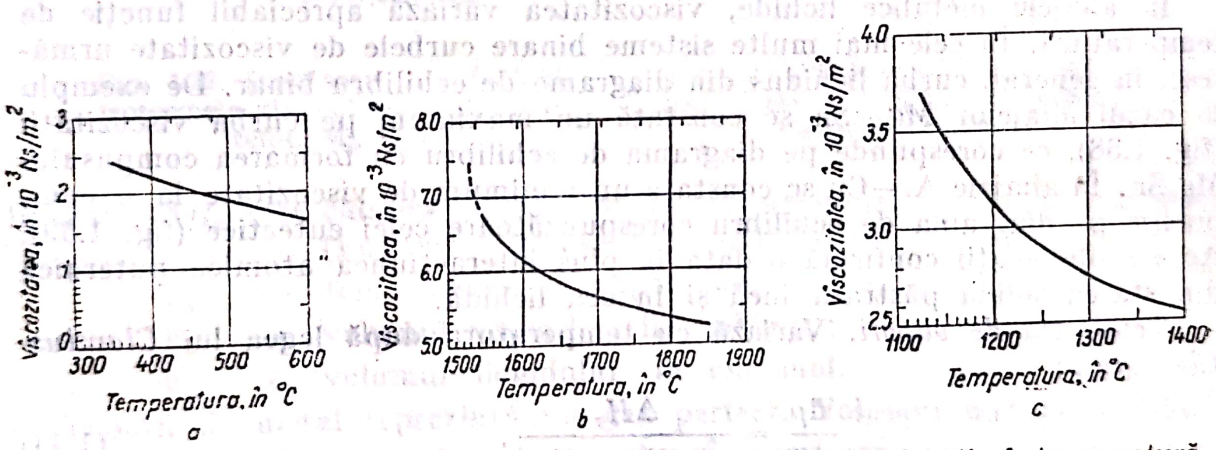


Fig. 1.34. Viscozitatea cadmiului *(a)*, fierului *(b)* și cuprului *(c)* funcție de temperatură.

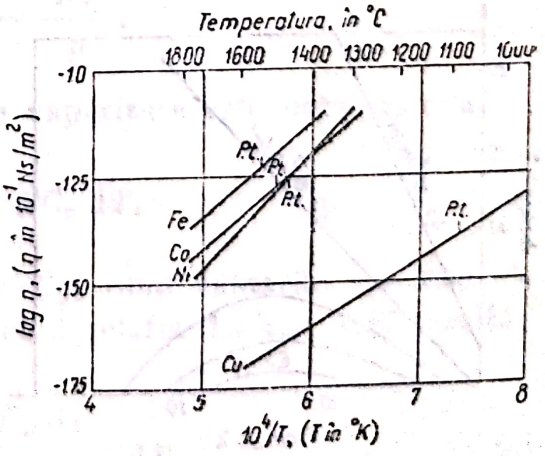


Fig. 1.35. Viscozitatea fierului, cobaltului, nichelului și cuprului funcție de temperatură.

Scanned with OKEN Scanner

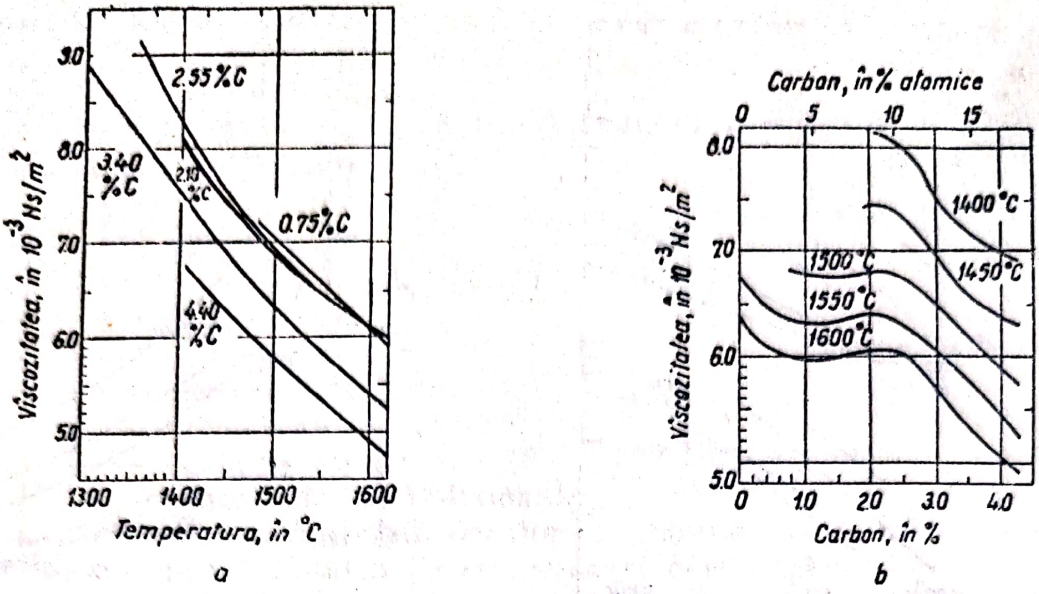


Fig. 1.36. Efectul temperaturii *(a)* și compoziției chimice *(b)* asupra viscozității aliajelor fier-carbon.

În figura 1.36 se prezintă efectul temperaturii și compoziției chimice asupra viscozității aliajelor binare Fe—C, iar în figura 1.37 se dau valorile pentru oțelurile inoxidabile.

În aliajele metalice lichide, viscozitatea variază apreciabil funcție de temperatură. În cele mai multe sisteme binare curbele de viscozitate urmăresc, în general, curba lichidus din diagrama de echilibru binar. De exemplu în cazul aliajelor Mg—Sn se constată un maximum pe curba viscozității (fig. 1.38), ce corespunde pe diagrama de echilibru cu formarea compusului Mg_2Sn. În aliajele Al—Cu se constată un minimum de viscozitate la o compoziție pe diagrama de echilibru corespunzătoare celei eutectice (fig. 1.39). Aceste observații confirmă o dată în plus interacțiunea atomică puternică din starea solidă păstrată încă și în cea lichidă.

Tensiunea de vapori. Variază cu temperatura după legea lui *Clausius-Clapeyron :*

$$\frac{dp}{dT} = \frac{\Delta H_v}{T_v(V_v - V_l)}, \qquad (1.44)$$

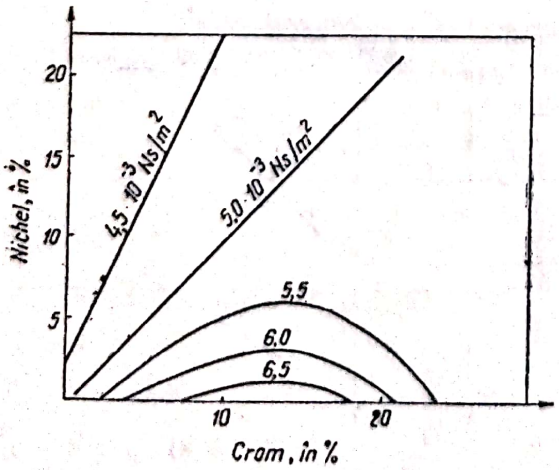


Fig. 1.37. Viscozitatea oțelurilor inoxidabile la 1 550°C funcție de conținuturile de nichel și crom.

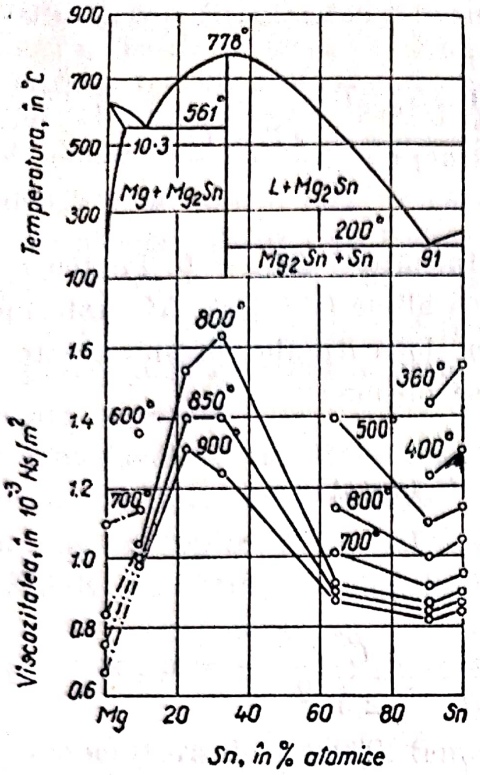


Fig. 1.38. Diagrama de fază și izotermele viscozității pentru sistemul Mg—Sn.

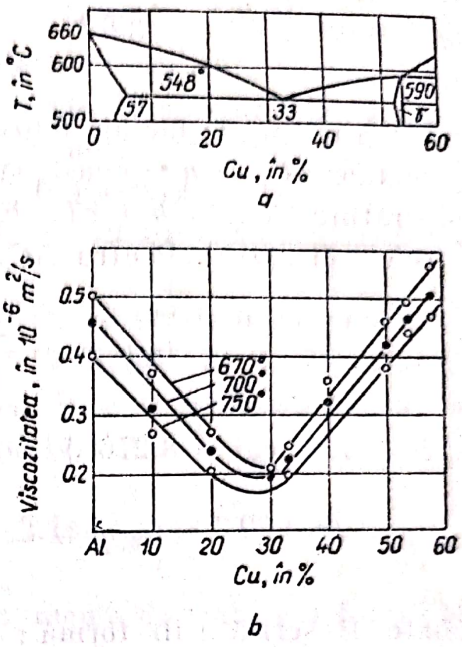


Fig. 1.39. Diagrama de fază *(a)* și izotermele viscozității *(b)* pentru sistemul Al—Cu.

în care : ΔH_v este căldura de vaporizare la presiunea p, în at·cm³/mol (1 at cm³ = 0,0243 cal = 0,1015 J) ;

T_v — temperatura de vaporizare, în °K ;

V_v — volumul vaporilor, în cm³/mol ;

V_l — volumul lichidului, în cm³/mol.

Vaporii de metal reprezintă un gaz perfect. Volumul metalului lichid poate fi neglijat față de volumul vaporilor. În acest caz :

$$V_v - V_l \simeq V_v = \frac{RT}{p}.$$

Variația cu temperatura a căldurii de vaporizare este dată de relația

$$\Delta H_v = \Delta H_0 + \int_0^T \Delta C_p \, dT, \qquad (1.45)$$

în care $\Delta C_p = C_{pv} - C_{pl}$; C_{pv} respectiv C_{pl} fiind căldurile specifice ale vaporilor, respectiv a lichidului. Introducînd relația 1.45 în 1.46 rezultă:

$$\frac{dp}{p} = \frac{\Delta H_0 + \int_0^T \Delta C_p \, dT}{RT^2} \, dT \qquad (1.46)$$

sau integrînd:

$$\ln p = -\frac{\Delta H_0}{RT} + \frac{1}{R}\int_0^T \frac{\int_0^T \Delta C_p \, dT}{T^2} \, dT + C. \qquad (1.47)$$

Pentru principalele metale folosite în turnătorii $\Delta C_p = 0$. Pentru o serie de alte metale $\Delta C_p = a = \text{const}$, iar pentru altele (Be, Cd), ΔC_p este funcție de temperatură $\Delta C_p = b + cT$. Expresia logaritmului presiunii este diferită în cele trei cazuri. Pentru $\Delta C_p = 0$ se obține:

$$\ln p = -\frac{\Delta H_0}{RT} + C \text{ (const)}. \qquad (1.48)$$

sau cu $R = 1{,}98$ cal $= 8{,}276$ J.

$$\log p = -\frac{\Delta H_0}{4{,}545T} + \frac{C}{2{,}3} \qquad (1.49)$$

care poate fi scrisă sub forma:

$$\log p = -\frac{A}{T} + D. \qquad (1.50)$$

Valoarea coeficienților A și D, pentru diverse metale folosite în turnătorii este dată în tabelul 1.12, în care sînt trecute și temperaturile de fierbere și valoarea tensiunii de vapori la 1 600°C la presiunea atmosferică $\left(\log p = 0, T_p = \frac{A}{D}\right)$.

Tabelul 1.12

Metalul	Temperatura de ferbere, în		valorile coeficienților		Tensiunea de vapori la 1 600 °C, în 10^5N/m
	°C	K	A	D	
Fe	2 735	3 008	−18 496	6,144	0,0002
Mn	2 152	2 425	−12 055	4,975	0,035
Cu	2 595	2 868	−15 913	5,520	0,0011
Al	2 057	2 330	−13 338	5,727	0,040
Mg	1 107	1 380	− 7 108	5,158	23,00
Zn	907	1 180	− 5 991	5,081	76,00
Pb	1 744	2 017	− 9 193	4,558	0,450

Se observă că Mg, Zn și Pb cu coeficientul A mic și în consecință valoarea $\log p$ și deci tensiunea de vapori a acestor metale este mare. În ultima coloană sînt comparate tensiunile de vapori ale diverselor metale la temperatura

Scanned with OKEN Scanner

de 1 600°C, la care fierul lichid este supraîncălzit cu $\simeq 60°$. În timp ce tensiunea de vapori a fierului la această temperatură este de numai 2 zecimi de miimi de atomsferă, tensiunea de vapori a manganului și aluminiului este de ordinul sutimilor, al plumbului de ordinul zecimilor iar al magneziului și zincului de ordinul zecilor de at. Tensiunile mari de vapori a Mg, Zn, Cd și Pb sînt scoase în evidență și în tabelul 1.12, în care este dată temperatura la care tensiunea de vapori atinge valoarea de 1 Torr (1 mm Hg). În special este de remarcat tensiunea de vapori a plumbului, ai cărui vapori sînt otrăvitori și care la 980°C = 1 253°K ating tensiunea de 1 Torr, temperatură la care se face alierea cu plumb a bronzurilor și alamelor. Alierea cu Pb trebuie făcută deci cu precauțiile necesare.

La supraîncălziri mici tensiunea de vapori are valori mici, ea crește însă repede cu creșterea temperaturii. Astfel de exemplu în cazul magneziului cu punctul de topire $T_t = 650°C = 923°K$, la o supraîncălzire de 50 K, $T_s = 973$ K, se obține cu valorile din tabelul 1.12 :

$$\log p = -\frac{7\,108}{973} + 5{,}158 = -2{,}142\,;\ p = 0{,}014 \text{ at.}$$

La temperatura de 1 450°C, temperatura medie de tratare a fontei lichide cu magneziu, se obține :

$$\log p = -\frac{7\,108}{1\,723} + 5{,}158 = 1{,}028\,;\ p = 10{,}67 \text{ at.}$$

În cazul aliajelor lichide tensiunea de vapori a unui component al aliajului (fugacitatea) este proporțională cu tensiunea de vapori a componentului pur la temperatura considerată și cu concentrația componentului în aliaj. La încălzire componentul se evaporă pînă cînd tensiunea parțială a vaporilor lui în atomsfera gazoasă ajunge egală cu tensiunea lui de vapori. Cînd această situație este atinsă evaporarea încetează. Pe această cale componentul mai volatil (cu tensiunea mai mare de vapori) se va îndepărta mai repede prin evaporare, decît elementul mai puțin volatil și compoziția aliajului se schimbă, devenind mai sărac în elementul cu tensiune mai mare de vapori.

Acest fenomen are importanță practică la topirea aliajelor neferoase, avînd componenți cu tensiune mare de vapori (Zn, Mg, Cd), deoarece cantitățile de metal evaporate sînt pierdute și trebuie înlocuite cu adaosuri suplimentare, pentru a obține la turnare compoziția prescrisă a aliajului. Pe baza aceluiași fenomen este posibilă îndepărtarea manganului, cu tensiunea de vapori $p = 0{,}035$ at la 1 600°C din oțel, cu tensiunea de vapori $p = 0{,}0002$ at la 1 600°C. Manganul avînd tensiunea de vapori mai mare, se evaporă cu precădere. Sub un vid parțial de cîteva sutimi de atmosferă, conținutul de mangan poate fi îndepărtat pînă la cîteva sutimi de procent, lucru ce nu poate fi realizat pe alte căi ale metalurgiei. Este una din metodele prin care se poate obține fier tehnic pur, de exemplu pentru scopuri de cercetare.

Scanned with OKEN Scanner

Regula de mai sus are aplicare practică și în cazul tratării fontei cu magneziu. La un adaos de 0,08% Mg în fontă, tensiunea de vapori a magneziului pur la temperatura de tratare (1 450°C), $p = 10{,}67$ at scade la valoarea:

$$p = 0{,}08 \cdot 10{,}67 = 0{,}85 \text{ at},$$

care nu este periculoasă.

Trebuie observat că dispozitivele și tehnologia folosită la tratare să nu permită topirea și încălzirea magneziului în vas închis, la temperatura fontei, înainte de aliere (de exemplu în buzunare interioare ale oalelor basculante). Nerespectarea acestei reguli a dus în unele cazuri la accidente prin explozie. Magneziul trebuie introdus în fontă în stare solidă sau de preferință sub formă de prealiaj cu conținut redus de Mg (10...20%).

Scanned with OKEN Scanner

Capitolul II

CURGEREA ALIAJELOR LICHIDE

Curgerea aliajelor în cavitatea formei are loc în cele mai multe cazuri sub acțiunea forței gravitației (procedee de turnare gravitaționale) și numai în anumite cazuri sub acțiunea altor forțe (procedee speciale de turnare).

Procedeul de turnare gravitațional (turnare gravitațională) este cel mai folosit în practica turnătoriilor de aliaje feroase, în timp ce procedeele speciale de turnare sînt utilizate mai ales în turnătoriile de aliaje neferoase pentru producerea unei cantități mici de piese.

Forța P care pune în mișcare metalul lichid în cavitatea formei, în cazul turnării gravitaționale, poate fi exprimată prin înălțimea coloanei de metal, adică prin diferența de nivel, existentă la un moment dat, dintre cel al punctului de pătrundere a aliajului în formă și cel al punctului luat în considerare din cavitatea formei.

În timpul acțiunii forței P apare automat și forța de reacțiune W (principiul acțiunii și reacțiunii), în timp ce prima se micșorează, cea de a doua crește (fig. 2.1).

Curgerea metalului lichid are loc atît timp cît $P/W > 1$ și încetează cînd $P/W < 1$. În cazul cînd această ultimă situație intervine după umplerea cavității formei, piesa se obține întreagă.

Dacă însă raportul P/W devine subunitar în timpul turnării, piesa se obține incompletă, cu părți neumplute.

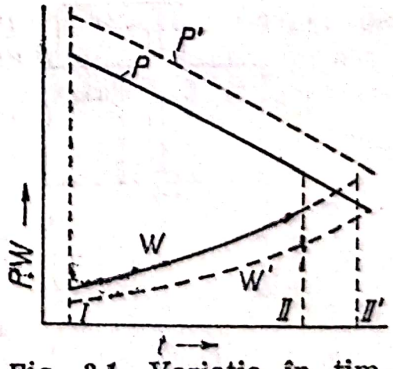


Fig. 2.1. Variația în timpul turnării a forței gravitaționale de curgere P și a forței reacțiunii W (de rezistență):
I — începutul turnării; *II* — sfîrșitul turnării; *II'* — sfîrșitul în cazul turnării prelungite (întîrziate).

2.1. FLUIDITATEA METALELOR ȘI ALIAJELOR

Fluiditatea este una din cele mai importante proprietăți de turnare (tehnologică) ale aliajelor lichide și este definită prin:

— capacitatea de curgere a aliajului prin canalele și cavitatea formei, exprimată prin durata de umplere, viteza de curgere și lungimea canalelor și cavităților umplute;

— capacitatea de umplere corectă a cavității formei cu redarea celor mai fine detalii de configurație, exprimată prin precizia dimensională a pieselor turnate ;

— capacitatea de eliminare în timpul curgerii a incluziunilor gazoase și nemetalice din aliaj, exprimată prin compactitatea piesei turnate.

2.1.1. DETERMINAREA FLUIDITĂȚII

Se face cu ajutorul probelor tehnologice, care pot fi împărțite în trei grupe :

— probe care prezintă canale lungi cu secțiunea constantă, în care încetarea curgerii se datorește răcirii și cristalizării aliajului ;

Mărimea fluidității este exprimată prin lungimea probei solidificate. Pentru turnarea probelor se folosesc forme cu un canal, drept, de tip spiral, sau în formă de *U*, de labirint sau de serpentină (fig. 2.2, *a*, *b*, *c*). Din această grupă fac parte, de asemenea, metodele care folosesc forme cu mai multe canale, cu grosimi (diametre) diferite, alimentate dintr-un picior de turnare central (fig. 2.2, *d*) ;

— probe sub formă de canale cu secțiunea care se îngustează (variabilă). Încetarea curgerii aliajului poate fi cauzată de solidificare sau de acțiunea forțelor capilare (tensiune superficială), cînd aliajul este încă lichid. Fluiditatea se determină prin dimensiunea secțiunii părții frontale a probei. Din această grupă fac parte probele tip pană și tip sferă (fig. 2.2, *e*) ;

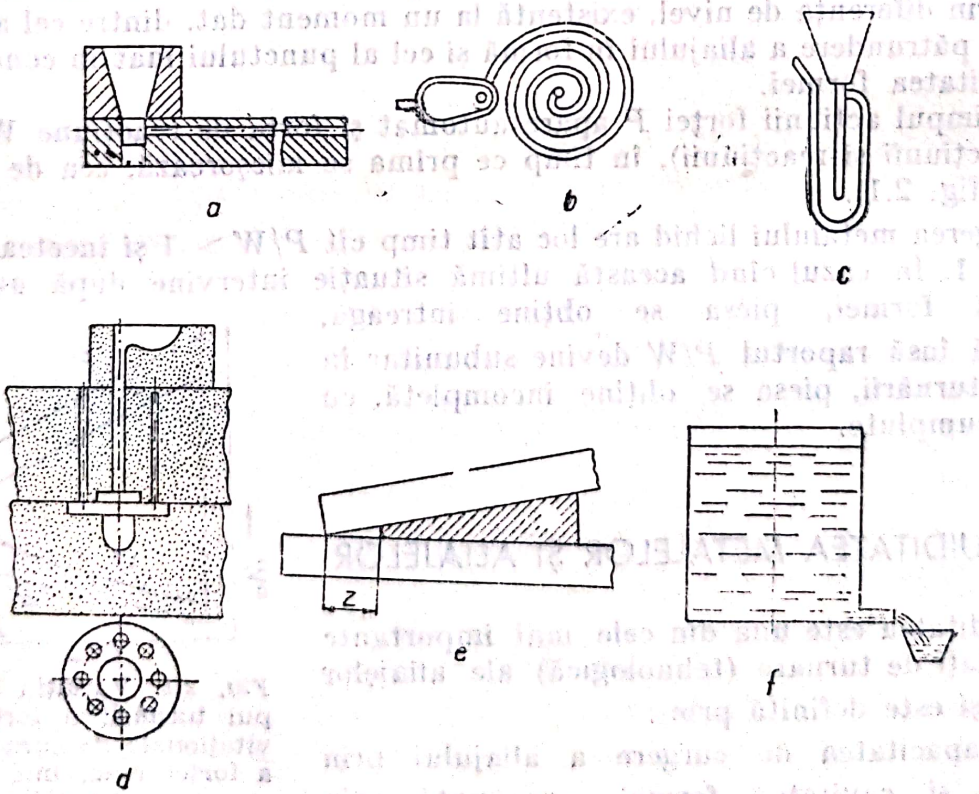


Fig. 2.2. Principalele tipuri de metode folosite pentru determinarea fluidității aliajelor :
a — cu canal drept ; *b* — spirală ; *c* — tip U ; *d* — harfă ; *e* — tip pană ; *f* — metodă bazată pe cîntărirea aliajului scurs.

Scanned with OKEN Scanner

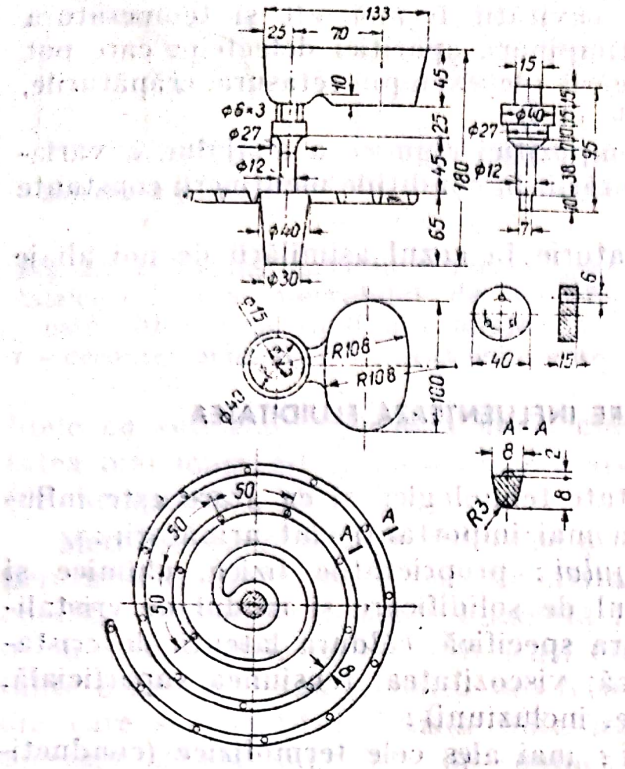


Fig. 2.3. Proba spirală.

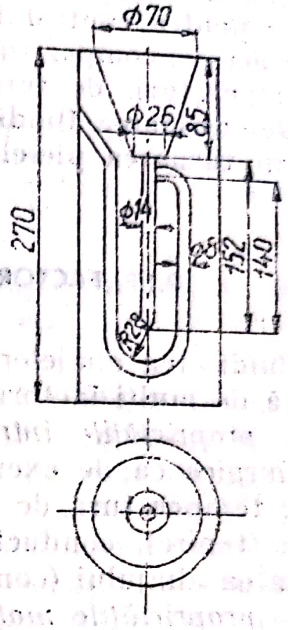


Fig. 2.4. Proba tip *U*.

— proba bazată pe încetarea curgerii aliajului datorită solidificării lui într-un canal de ieșire scurt și îngust. Mărimea fluidității se exprimă prin masa aliajului care a curs de la începutul încercării și pînă la încetarea curgerii lui (fig. 2.2, *f*);

Cele mai folosite sînt probele în formă de spirală și în formă de *U* (fig. 2.3 și 2.4 din grupa întîia) și proba tip sferă (fig. 2.5 din grupa a treia).

Determinarea fluidității cu ajutorul uneia sau mai multora din probele arătate prezintă importanță practică în următoarele cazuri:

— pentru controlul capacității aliajului de a umple cavitatea formei, de exemplu la turnarea pieselor cu pereți subțiri sau cu lungime mare, de asemenea, la turnarea pieselor complexe și scumpe; în aceste condiții se precizează de obicei numai limita inferioară a fluidității, necesară pentru umplerea cavității formei și pentru evitarea apariției părților neumplute; limita superioară a fluidității nu este precizată;

— pentru controlul temperaturii aliajului la o compoziție chimică dată (de exemplu în cazul elaborării aliajelor în cuptoare cu funcționare periodică sau prin procedee duplex); în aceste condiții se poate determina atît temperatura minimă

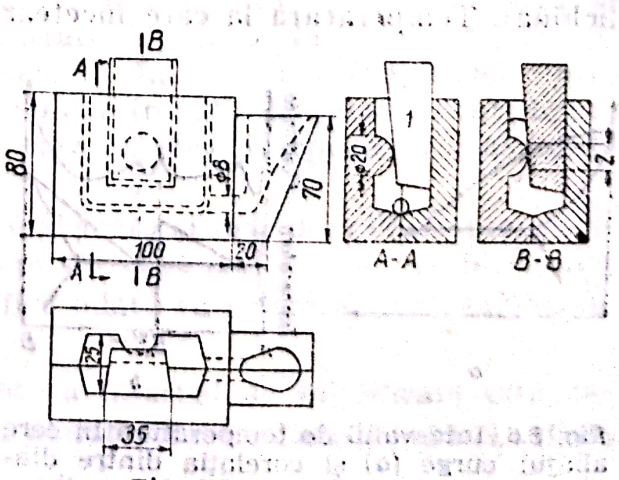


Fig. 2.5. Proba tip sferă.

a aliajului necesară pentru umplerea cavității formei, cît și temperatura maximă de turnare în vederea preîntîmpinării apariției defectelor care pot să apară în timpul turnării și solidificării (de exemplu retasura, crăpăturile, tensiunile, transcristalizarea, aderențele etc.) ;

— pentru controlul calitativ al compoziției chimice a aliajului, a variațiilor acestei compoziții în timpul elaborării, în condițiile menținerii constante a temperaturii de turnare.

Determinarea fluidității este obligatorie în cazul asimilării de noi aliaje pentru turnarea pieselor.

2.1.2. FACTORII PRINCIPALI CARE INFLUENȚEAZĂ FLUIDITATEA

Fluiditatea aliajelor este o proprietate tehnologică și ca atare este influențată de mulți factori. Dintre aceștia mai importanți sînt următorii :

— *proprietățile intrinsece ale aliajului* : proprietățile fizice, chimice și metalurgice ca de exemplu : intervalul de solidificare și modul de cristalizare ; temperatura de turnare ; căldura specifică, căldura latentă de cristalizare (topire), conductivitatea termică: viscozitatea, tensiunea superficială, puritatea aliajului (conținutul de gaze, incluziuni) ;

— *proprietățile materialului formei* : mai ales cele termofizice (conductivitatea termică, difuzivitatea termică) ;

— *condiții de turnare* : geometria cavității formei, presiunea hidrostatică, eventual presiunea exterioară aplicată la turnare, care determină viteza de curgere a aliajului.

Toți acești factori influențează interacțiunea termică, mecanică și chimică care are permanent loc între aliajul care curge și pereții formei, cu care vine în contact și care determină capacitatea de curgere a aliajului.

Aprecierea corectă a influenței unui factor asupra fluidității aliajului se poate face numai în condițiile în care valoarea celorlalți factori este menținută constantă.

a. *Influența proprietăților aliajului asupra fluidității.* Dintre proprietățile aliajului o influență mare asupra fluidității are *intervalul de solidificare.*

Aliajul este capabil să curgă atîta timp cît se găsește în stare lichidă, precum și o perioadă cînd el se găsește în curs de solidificare (în stare semilichidă). Temperatura la care încetează curgerea (cînd fluiditatea este egală cu zero) se găsește în intervalul de solidificare, corespunzătoare unei cantități de 20...30% cristalite din greutatea aliajului (fig. 2.6). Aliajul reprezintă o suspensie.

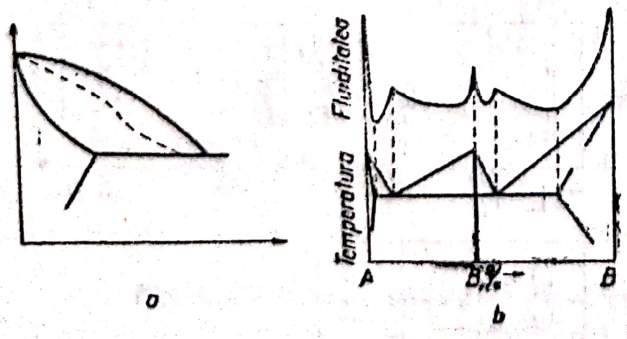


Fig. 2.6. Intervalul de temperatură în care aliajul curge *(a)* și corelația dintre diagrama de echilibru și fluiditate *(b).*

Fluiditatea aliajului în intervalul de solidificare este cu atît mai mică cu cît proporția de cristalite este mai mare și cu cît suprafața lor specifică este mai mare (raportul dintre suprafață și volum), adică cu cît dendritele sînt mai dezvoltate (fig. 2.7, *a*). Aliajele, care au crista-

Scanned with OKEN Scanner

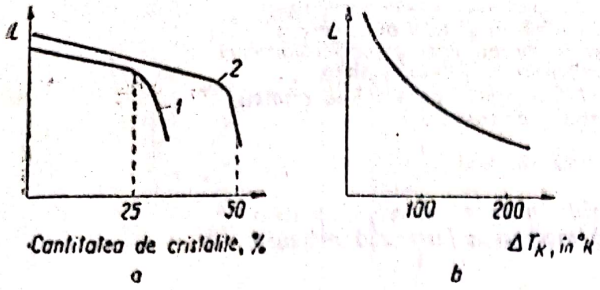


Fig. 2.7. Influența cantității și formei cristalelor *(a)* și a intervalului de solidificare *(b)* asupra fluidității aliajelor:
1 — dendrite ramificate; 2 — cristalite sferice.

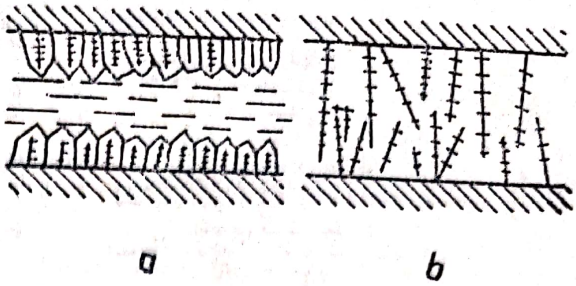


Fig. 2.8. Modul de solidificare a metalelor și aliajelor la temperatură constantă *(a)* și în interval de temperatură *(b)*.

litele cu suprafață specifică mică, compacte (de exemplu sferice) au fluiditatea mai mare, iar fluiditatea zero apare la cantități mai mari de cristalite (de exemplu 30...40%).

Metalele pure, aliajele eutectice și compușii chimici cristalizează la temperaturi constante, cu formare de cristalite cu compoziție constantă. În aceste condiții, cristalitul se poate alimenta în mod uniform în toate direcțiile. Ca urmare cristalitele prezintă aceleași dimensiuni în toate direcțiile (sînt cristalite echiaxiale) sau se obțin sub formă de dendrite slab ramificate, groase, din care se constituie crusta solidificată compactă. Aceasta se deplasează succesiv de la suprafața de contact metal-formă spre interiorul cavității formei umplute cu aliaj lichid. În fiecare moment există o suprafață relativ netedă între crusta solidificată și miezul lichid. În aceste condiții, aliajul lichid cuprins între crustele solifidicate poate curge ușor (fig. 2.8, *a*). Din acest motiv, fluiditatea metalelor pure, compușilor chimici și a aliajelor eutectice este maximă (fig. 2.6, *b*).

La aliajele cu interval de solidificare, care formează soluții solide, cristalitele cresc într-un interval de temperatură, în condițiile variației compoziției chimice și a apariției segregației dendritice. Ca urmare ele cresc de preferință într-o anumită direcție, obținîndu-se dendrite ramificate.

Cristalitele dendritice ajung ușor în contact unele cu altele formînd un schelet continuu, iar în cazul cînd ele aderă la pereții formei sau ai crustei, lasă la interior un canal cu pereți rugoși, cu unele cristalite dezvoltate mult spre axul secțiunii piesei, frînînd capacitatea de curgere (fig. 2.8, *b*).

Mecanismul curgerii aliajelor lichide cu interval de solidificare conform modelului din figura 2.8, *b*, poate avea loc numai în cazul vitezelor mici de deplasare, apropiate de procesele de filtrare (de exemplu, în condițiile alimentării piesei cu metal lichid din maselotă). În cazul curgerii aliajelor prin canale, cristalitele dendritice se rup și sînt antrenate de curent, contribuind astfel la formarea unui sistem vîscos care încetează repede să mai curgă (fig. 2.9).

Cu cît cristalitele sînt în cantitate mai mare și mai dezvoltate perpendicular pe direcția curentului, cu atît ele se vor rupe mai ușor și vor bloca mai repede curgerea. Acest lucru se intensifică odată cu creșterea intervalului de solidificare.

Cu alte cuvinte, fluiditatea aliajelor cu interval de solidificare este determinată de particularitățile structurii amestecului de fază lichidă și solidă,

Scanned with OKEN Scanner

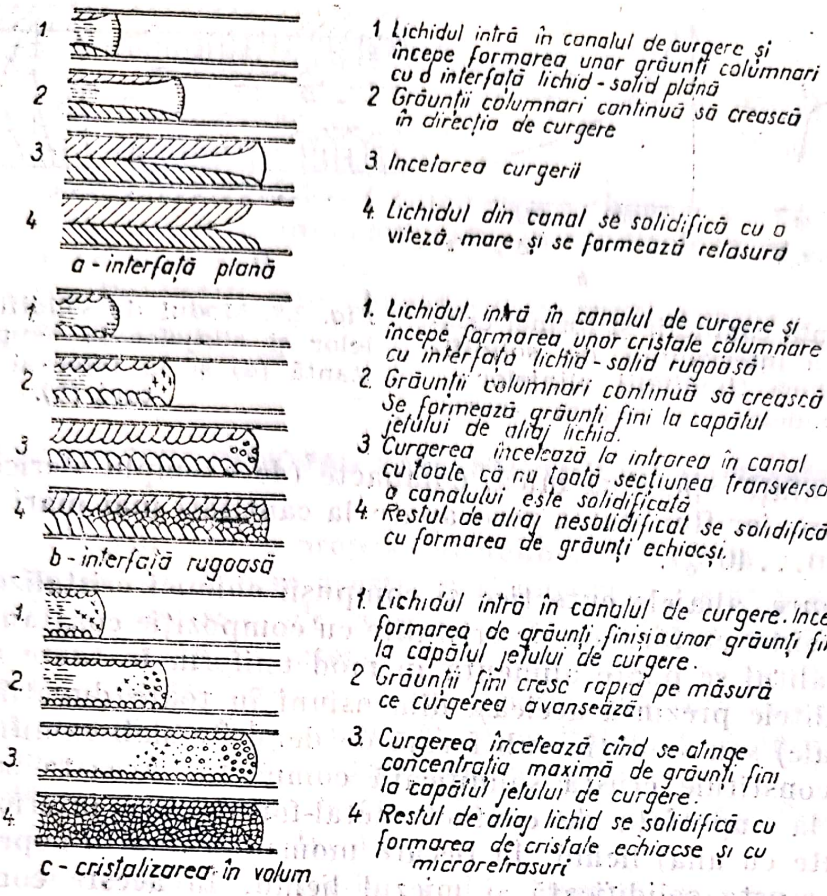


Fig. 2.9. Mecanismul curgerii prin canale a metalelor pure (a) și aliajelor cu interval de solidificare (*b*, *c*), turnate la temperatura lichidus.

Din contră, fluiditatea metalelor și aliajelor care se solidifică la temperatură constantă este influențată de proprietățile suprafeței canalului de curgere și capacitatea metalului de a curge la această temperatură.

Modul de cristalizare poate influența simțitor fluiditatea, chiar în cazul aliajelor cu interval de solidificare apropiat.

Aliajele la care cristalizarea prezintă un caracter endogen sau transcristalizare posedă o fluiditate mai scăzută. Acest lucru poate fi exemplificat bine în cazul aliajelor de aluminiu (fig. 2.10).

Temperatura corespunzătoare fluidității zero este mai apropiată de curba lichidus la aliajele hipoeutectice, față de cele hipereutectice (fig. 2.11). Aceasta înseamnă, că la aceeași subrăcire sub curba lichidus, aliajele hipereutectice conțin o cantitate mai mică de cristalite primare și de aceea au o fluiditate mai mare.

Aceasta se explică, așa cum se va arăta, prin efectul de încălzire a aliajului determinat de degajarea căldurii latente de cristalizare a fazelor primare.

În afară de aceasta, cristalele primare din domeniul hipereutectic au în general o formă mai compactă, decît cele din domeniul hipoeutectic, ceea ce face ca fluiditatea să crească.

Căldura de cristalizare la aliajele din domeniul hipereutectic este mai mare din două motive : însăși căldura specifică de cristalizare a fazelor primare hipereutectice este mai mare și apoi cantitatea de cristalite primare

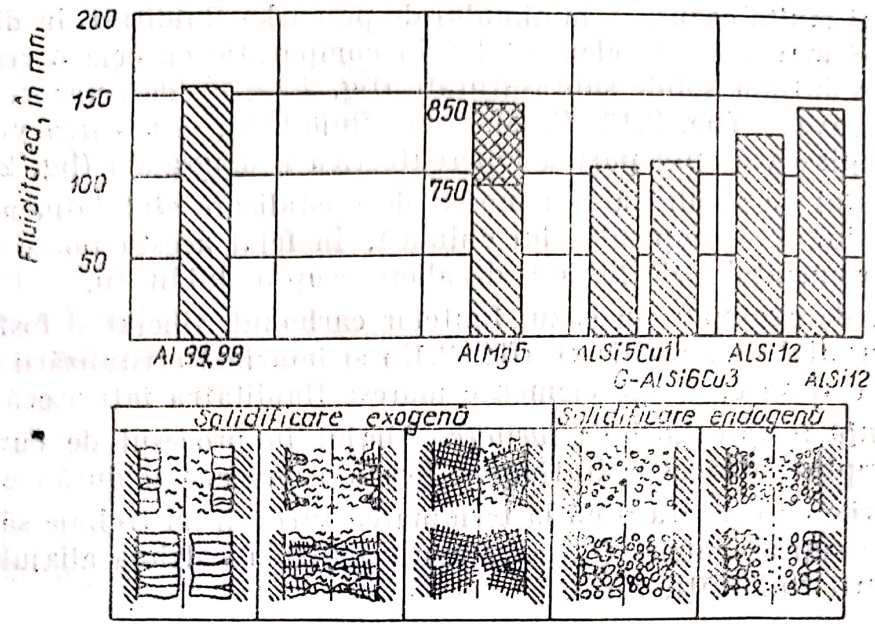


Fig. 2.10. Corelația dintre fluiditate și modul de cristalizare în cazul aliajelor de aluminiu.

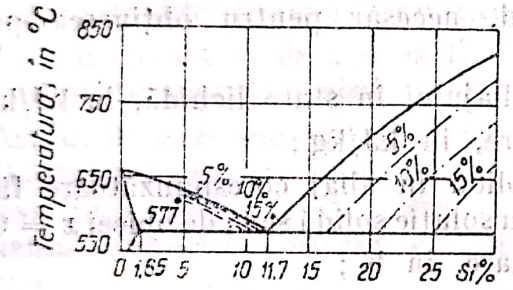


Fig. 2.11. Poziția curbelor corespunzătoare unei cantități egale de cristalite primare separate în timpul solidificării la aliajele hipoeutectice și hipereutectice din sistemul Al-Si.

separate pînă la încetarea curgerii este mai mare, față de cea de la aliajele hipoeutectice.

Aliajele turnate în forme se răcesc de obicei cu viteze mari, ceea ce face ca ele să cristalizeze la subrăciri însemnate, conform diagramelor metastabile.

În diagramele metastabile punctele critice sînt deplasate (fig. 2.12). În felul acesta pot fi explicate anomaliile fluidității, exprimate prin deplasarea,

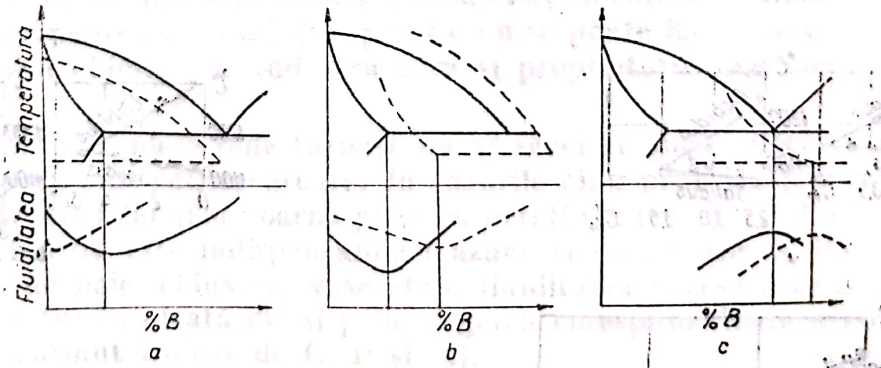


Fig. 2.12. Deplasarea valorilor minime și maxime ale fluidității în cazul cristalizării cu subrăcire :

a — deplasarea minimului fluidității are loc spre stînga (de exemplu la sistemele Al-Mg, Mg-Al, Cu-Al, Mg-Zn) ; *b* — deplasarea minimului spre dreapta (în cazul aliajelor Al-Si, Pb-Sn, Sn-Bi, Cu-Al) ; *c* — deplasarea maximului spre dreapta (în sistemele Al-Si, Pb-Sb, Fe-C).

Scanned with OKEN Scanner

în cele mai multe cazuri, a minimului de pe curba fluidității în direcția unor conținuturi mai mici ale elementelor în comparație cu cele necesare pentru obținerea soluțiilor solide suprasaturate (fig. 2.12, *a*), deși uneori se constată și situații inverse (fig. 2.12, *b*). Maximul fluidității, la mărirea vitezei de răcire, se deplasează spre partea hipereutectică a diagramei (fig. 2.12, *c*).

Intervalul de solidificare și modul de cristalizare sînt influențate de natura aliajului, de compoziția lui chimică. În felul acesta poate fi explicată influența elementelor de bază și de aliere asupra fluidității.

Astfel, de exemplu, în cazul fontelor carbonul, siliciul și fosforul micșorează intervalul de solidificare (fig. 2.13) și imprimă cristalizării un caracter exogen. Ca urmare, aceste elemente măresc fluiditatea intrinsecă a aliajului.

Influența temperaturii de turnare. Aliajul în procesul de curgere pierde căldură treptat, se răcește, în timp ce forma asimilează căldură (se încălzește).

Pierderile de căldură pînă la terminarea turnării nu trebuie să depășească căldura de supraîncălzire Q_s, consumată pentru încălzirea aliajului deasupra temperaturii fluidității zero :

$$Q_s = M[c(T_t - T_{f_0}) + xL], \text{ (kJ/kg]} \qquad (2.1)$$

în care : M este masa aliajului lichid, necesar pentru obținerea piesei, în kg ;

c — căldura specifică a aliajului în stare lichidă, în kJ/kg°C ;

L — căldura de cristalizare, în kJ/kg ;

x — proporția de fază solidă în aliaj corespunzătoare fluidității zero (la aliajele cu soluție solidă se ia de obicei $x = 0{,}2$) ;

T_t — temperatura de turnare, în K ;

T_{f_0} — temperatura fluidității zero, în K.

Cu creșterea temperaturii de turnare, crește și valoarea cantității de căldură conținută în aliaj și ca urmare, aceasta se va găsi în stare de curgere o perioadă de timp mai mare și deci fluiditatea va fi mai mare.

În general, pentru a se asigura fluiditatea necesară, aliajul lichid se supraîncălzește cu 25...100°C deasupra curbei lichidus.

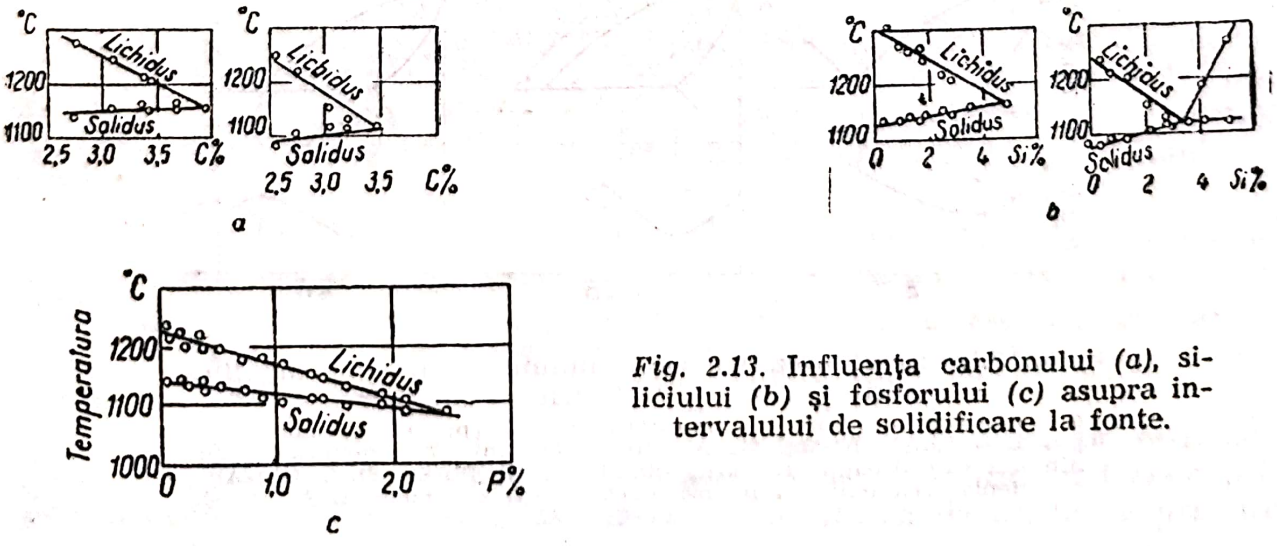


Fig. 2.13. Influența carbonului (*a*), siliciului (*b*) și fosforului (*c*) asupra intervalului de solidificare la fonte.

Influența naturii aliajelor asupra fluidității poate fi apreciată numai în cazul cînd gradul de supraîncălzire deasupra temperaturii de fluiditate zero este menținută constantă, diversele aliaje fiind turnate la temperaturi diferite (fig. 2.14, *a*). În acest caz se determină fluiditatea reală a aliajului.

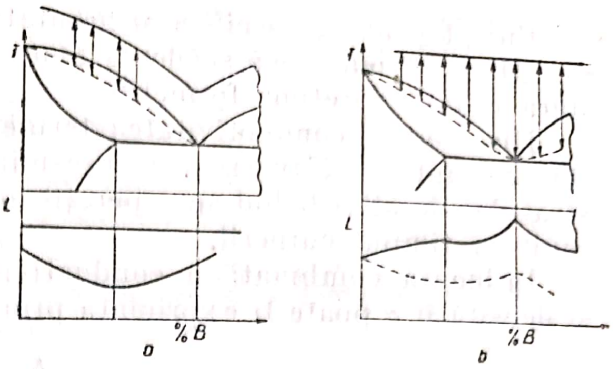


Fig. 2.14. Influența temperaturii de turnare asupra fluidității aliajelor :
a — fluiditatea reală ; *b* — fluiditatea practică.

Deși fluiditatea reală caracterizează cel mai bine capacitatea de curgere a aliajelor, ea are o importanță practic mică, deoarece curba de fluiditate zero este greu de stabilit cu precizie.

Din acest motiv, pentru compararea aliajelor din anumite sisteme din punctul de vedere al fluidității, acestea se toarnă la aceeași temperatură, deci la grade diferite de supraîncălziri (fig. 2.14, *b*).

În felul acesta se determină fluiditatea practică, mărimea căreia reflectă atît influența supraîncălzirii, cît și a intervalului de solidificare.

Astfel, de exemplu, în cazul oțelului fluiditatea scade odată cu mărirea conținutului de carbon datorită creșterii intervalului de solidificare, însă în același timp crește datorită măririi gradului de supraîncălzire. De regulă, influența supraîncălzirii este mai puternică decît cea a intrevalului de solidificare.

Așa se explică de ce fluiditatea practică a aliajelor cu interval mare de solidificare este mai ridicată decît cea a metalelor pure.

În cazul aliajelor apropiate de punctul eutectic se micșorează intervalul de solidificare și crește gradul de supraîncălzire și de aceea fluiditatea se mărește mult.

Ridicarea temperaturii de turnare este un mijloc folosit frecvent în turnătorii în vederea măririi fluidității aliajelor, deoarece schimbarea compoziției chimice pentru un aliaj dat, practic nu se poate face avînd în vedere că de compoziția chimică depind structura și proprietățile mecanice ale piesei turnate.

Obținerea unei piese bine turnate nu ar servi la nimic, dacă proprietățile ei mecanice nu sînt satisfăcătoare. În cazurile cînd proprietățile ei mecanice joacă un rol secundar și se toarnă piese cu pereți subțiri (2...10 mm), unde o fluiditate ridicată este indispensabilă (cazane și radiatoare de încălzire centrală, vane de baie, chiuvete, vase etc.), fluiditatea necesară se asigură atît prin temperatura ridicată cît și prin alegerea corespunzătoare a compoziției (fonte cu conținut ridicat de C, P și Si).

Influența proprietăților termofizice ale aliajului. Din relația (2.1) rezultă că în afară de gradul de supraîncălzire ($T_t - T_{f_0}$), conținutul de căldură al aliajului este influențat de căldura specifică și de căldura latentă de cristalizare.

Viteza de răcire a aliajului în formă este influențată și de valoarea conductivității termice.

Scanned with OKEN Scanner

Cu cît căldura specifică și greutatea specifică a aliajului sînt mai mari, cu atît va fi mai mică scăderea temperaturii lui, la aceeași cantitate de căldură cedată pereților formei.

Din contră, conductivitatea termică ridicată a aliajului micșorează fluiditatea, întrucît favorizează transmiterea intensă a căldurii din interiorul stratului de aliaj lichid spre pereții formei ; temperatura aliajului scade mai mult în timpul curgerii.

Influența combinată a conductivității termice λ, a căldurii specifice C și densității ρ poate fi exprimată prin coeficientul de difuzivitate termică a :

$$a = \frac{\lambda}{C \cdot \rho} \quad [m^2/s]. \qquad (2.2)$$

Aliajele cu un coeficient mare de difuzivitate termică pierd mai repede temperatura în contact cu pereții formei și fluiditatea lor scade. Aliajul cu un coeficient mic de difuzivitate termică își păstrează mai mult timp temperatura, deci fluiditatea.

Căldura specifică a metalelor care stau la baza principalelor aliaje de turnătorie variază în limite foarte largi, de la 0,113 kJ/kg·K, în cazul Pb, pînă la 1,287 kJ/kg·K, în cazul, aluminiului, deci de circa 10 ori mai mare.

Căldura specifică crește puțin cu temperatura aliajului, fiind cu circa 20% mai mare decît în stare solidă.

Conductivitatea termică a metalelor folosite în turnătorii variază de asemenea în limite foarte largi, între $0{,}34 \cdot 10^2$ W/mK pentru Pb și $3{,}9 \cdot 10^2$ W/mK pentru Cu (aproximativ de 10 ori mai mare). Cu mărirea temperaturii conductivitatea celor mai multe metale se micșorează, iar a aliajelor se mărește.

Conductivitatea termică a metalelor în stare lichidă este aproximativ egală cu jumătate din cea a metalelor solide și este micșorată prin aliere.

Masa specifică a metalelor de bază variază de asemenea, în limite largi și anume de la 1,7 g/cm³ — pentru magneziu și pînă la 11,34 g/cm³ pentru plumb.

Căldura latentă de cristalizare (topire) influențează fluiditatea în sensul că cantitatea mare de căldură eliberată la formarea primelor cristale în cursul curgerii contribuie la menținerea temperaturii, deci a fluidității.

Valoarea căldurii latente de cristalizare variază în limite largi : de la 24,7 kJ/kg — pentru Pb pînă la 39 kJ/kg — pentru Al.

Căldura latentă de cristalizare L, (de topire), influențează mărimea entropiei procesului de topire (E) :

$$E = \frac{L \cdot A}{T} = 9{,}2 \text{ kg/kmol·K} \qquad (2.3)$$

în care : T este temperatura de topire, în K ;
A — masa atomică.

Entropia ridicată indică un grad de ordonare mai mare a structurii.

În funcție de valoarea căldurii specifice și a căldurii latente de cristalizare se determină căldura necesară de topire, iar la răcire — viteza de răcire.

Așa se poate explica de ce uneori pentru topirea unui metal ușor fuzibil este necesară o cantitate mai mare de căldură, decît în cazul metalului mai greu fuzibil. De exemplu, pentru încălzirea cuprului de la 20 la 1 133°C este necesară o cantitate de căldură de două ori mai mică, decît în cazul încălzirii

Scanned with OKEN Scanner

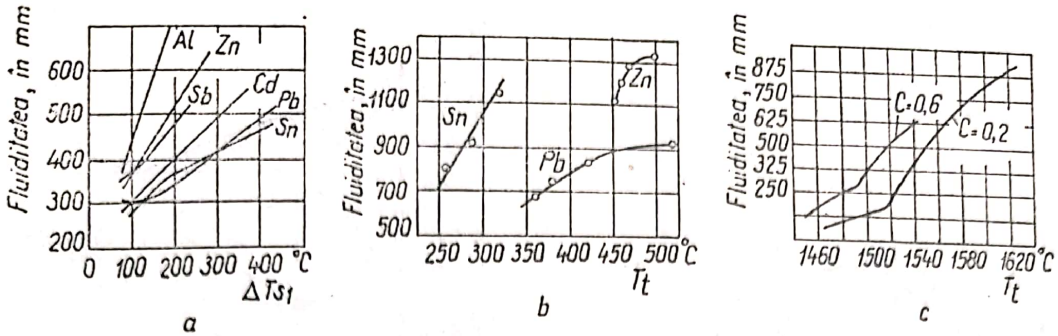


Fig. 2.15. Influența gradului de supraîncălzire *(a)* și a temperaturii de turnare *(b, c)* asupra fluidității.

aceleiași cantități de aluminiu de la 20 la 710°C. Aliajele de aluminiu se vor răci mai lent decît aliajele de cupru, deci posedă o fluiditate mai ridicată.

Căldura specifică de cristalizare raportată la unitatea de volum reprezintă 85...90% din conținutul de căldură, raportat la același volum.

Cu toate acestea influența căldurii specifice de cristalizare se manifestă mai mult sau mai puțin, în funcție de condițiile concrete de turnare.

Astfel, la turnarea în forme de nisip (care asigură viteze mici de răcire a aliajului) fluiditatea este determinată în principal de căldura specifică, care determină căldura de supraîncălzire q'_{sp}.

Așa se explică influența supraîncălzirii asupra fluidității metalelor (fig. 2.15) curbele de fluiditate fiind repartizate în funcție de valoarea căldurii specifice.

Căldura de cristalizare joacă un rol important în ceea ce privește fluiditatea în cazul proceselor de alimentare cu aliaj lichid a diferitelor porțiuni din pereții piesei, în curs de solidificare (de exemplu curgerea fazei lichide printre dendrite). De asemenea, în cazul turnării pieselor cu pereți subțiri sau în forme metalice, la care viteza de solidificare este mare, precum și la turnarea aliajelor în stare păstoasă (de exemplu, turnarea sub presiune).

Influența căldurii specifice, căldurii latente de cristalizare și a supraîncălzirii asupra fluidității la aliaje este în general aceeași, ca și la metale. Totuși, la unele aliaje se constată că influența căldurii latente de cristalizare devine hotărîtoare. Este vorba de acele aliaje hipereutectice la care drept fază primară se separă metaloizii, aliajele păstrînd capacitatea de curgere la temperaturi inferioare lichidusului, chiar la presiuni neînsemnate.

Astfel, independent de modul de turnare (cu supraîncălzirea sau temperatura de turnare constante), fluiditatea aliajelor Al—Si, Fe—C și Pb—Sb, continuă să crească în domeniul hipereutectic, deși se separă fază primară (fig. 2.16, *c* și 2.17). Ținînd seama de căldura latentă de cristalizare ridicată a grafitului, se poate explica de ce fontele cenușii au fluiditatea mai ridicată decît fontele albe, în aceleași condiții de turnare.

Influența viscozității aliajului. Modul de curgere a aliajului depinde de viscozitatea lui dinamică și de greutatea lui specifică și este reflectat de valoarea viscozității cinematice ν:

$$\nu = \frac{\eta}{\rho} \text{ [m}^2\text{/s]},$$

în care: η este viscozitatea dinamică;
ρ — masa specifică.

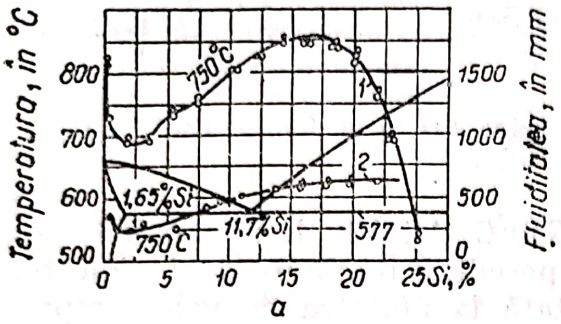


Fig. 2.16. Variația fluidității la aliajele Al-Si.

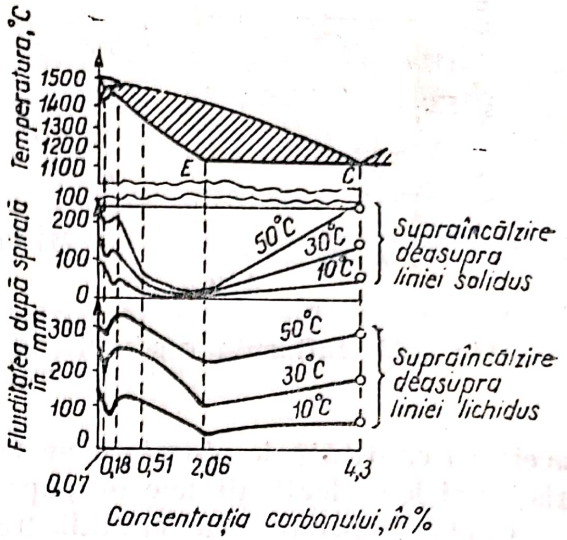


Fig. 2.17. Variația fluidității la aliajele Fe-C, la diferite grade de supraîncălzire.

Viscozitatea cinematică intră în expresia criteriului adimensional — numărul lui *Reynolds* (*Re*) :

$$Re = \frac{vd}{\nu} = \frac{vd\rho}{\eta}, \qquad (2.4)$$

în care : v este viteza de curgere liniară, în m/s ;
d — diametrul hidraulic (adică raportul dintre suprafața secțiunii transversale a canalului și perimetrul secțiunii), în cm.

Pentru aliaje s-a stabilit că la valori $Re < 2\,500$ curgerea este laminară, caracterizată prin viteze diferite ale particulelor fluide pe secțiunea curentului (fig. 2.18, *a*). La valori $Re > 3\,000$, curgerea devine turbulentă, caracterizată prin viteze aproximativ egale pe întreaga secțiune a jetului (fig. 2.18. *b*).

Influența viscozității asupra fluidității se manifestă prin aceea că viscozitatea determină viteza de curgere laminară (viteza de umplere a formei) și viteza de ridicare la suprafață a incluziunilor de gaz și a celor nemetalice din jetul de aliaj lichid.

Viscozitatea poate influența viteza de curgere (umplere) a aliajului numai în cazul curgerii laminare, cînd frecările interioare joacă un rol important (fig. 2.18, *c*). Acest lucru are loc la turnarea pieselor cu pereți groși (cînd viteza v se poate micșora), precum și în etapa finală a procesului de curgere (cînd viscozitatea η crește foarte mult).

Influența viscozității asupra fluidității rezultă și din ecuația curgerii laminare :

$$\frac{v^2}{2g} + \frac{32\nu vL}{g \cdot d^2} - H = 0. \qquad (2.5)$$

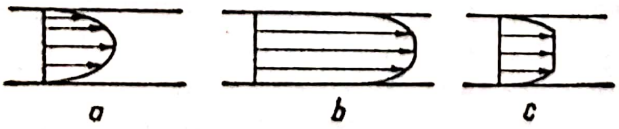


Fig. 2.18. Curgerea laminară (*a*) și turbulentă (*b*) a aliajelor lichide.

Scanned with OKEN Scanner

În acest caz se poate considera că fluiditatea L a aliajului este invers proporțională cu viscozitatea cinematică a lui : $L = f\left(\frac{1}{\eta}\right)$ sau $f\left(\frac{1}{\nu\rho}\right)$

Tensiunea superficială a metalelor și aliajelor, joacă un rol important în turnătorie, fiind în strînsă legătură cu umectarea sau neumectarea pereților formei de către metalul lichid și deci cu pătrunderea mai ușoară sau mai grea a metalului lichid în pereții formei prin canalele capilare formate prin înlănțuirea porilor amestecului de formare. Tensiunea superficială joacă un rol și la cristalizarea și formarea structurii fontelor, la germinarea, creșterea și decantarea incluziunilor nemetalice oxidice, formate la dezoxidarea oțelurilor.

Capacitatea de umectare sau neumectare poate fi apreciată prin studiul comportării metalului lichid în contact cu celelalte două medii : solid și gazos.

Influența tensiunii superficiale se manifestă astfel :

— aliajele cu tensiune superficială mare nu umectează pereții formei (în canale prezintă menisc convex și au unghiul de umectare mare, $\alpha > 90°$) au capacitatea mică de umplere a cavităților înguste, de obținere a pieselor cu pereții subțiri sau cu muchii foarte precise. Este cazul aliajelor cu temperatură mai ridicată de topire (de exemplu aliaje pe bază de Fe, Cu etc.) ;

— aliajele cu tensiune superficială mică umectează pereții formei, pătrund în porii acesteia (au unghiul de umectare $\alpha < 90°$ și menisc concav) ; datorită apariției forțelor capilare, aliajele prezintă o capacitate mai mare de umplere a cavității formei, deci au o fluiditate mai bună. Aceste aliaje pot fi folosite pentru turnarea pieselor cu pereți subțiri, cu precizie geometrică deosebit de mare (fig. 2.19). Un exemplu sînt aliajele ușor fuzibile (Pb—Sn—Sb) folosite la turnarea literelor de tipar.

Dintre procesele chimice care au loc la turnarea aliajelor în cavitatea formei, oxidarea joacă un rol deosebit de mare.

Oxizii care se dizolvă în aliaj (de obicei oxizii elementelor monovalente și bivalente), măresc capacitatea aliajului lichid de a umecta pereții formei și deci fluiditatea lui.

Oxizii elementelor trivalente (Cr_2O_3, Al_2O_3) nu se dizolvă în aliaj, sînt solizi avînd temperatura ridicată de topire. În aceste condiții la suprafața jetului se formează o peliculă solidă, care frînează oxidarea porțiunilor din interiorul jetului.

Formarea peliculelor oxidice are loc în cazul turnării aliajelor de aluminiu și magneziu, al oțelurilor și fontelor aliate cu aluminiu și crom, precum și al bronzurilor cu aluminiu.

Aceste pelicule, ca incluziuni nemetalice, solide, micșorează într-o mare măsură capacitatea de umectare a aliajului și prin aceasta fluiditatea lui. Piesele turnate în aceste condiții se obțin cu părți neumplute, cu nervuri, muchii și colțuri imprecise.

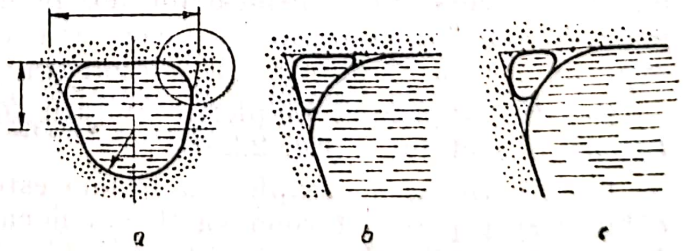


Fig. 2.19. Părți umplute cu metal la turnarea unor piese cu muchii rotunjite *(a)* și părți neumplute cu metal la turnarea unor piese cu muchii ascuțite *(b, c)*.

b. *Influența materialului formei asupra fluidității.* În timpul curgerii prin canalele rețelei de turnare și prin cavitatea formei, aliajul lichid

cedează căldură către pereții formei și prin aceasta temperatura și fluiditatea lui scade. Cedarea de căldură prin unitatea de suprafață este proporțională cu coeficientul de transmitere a căldurii și cu diferența de temperatură între metal și formă :

$$Q = \alpha(T_m - T_f). \tag{2.6}$$

Căldura cedată de metal determină o scădere a temperaturii :

$$Q = M \cdot C_p \cdot \Delta T, \tag{2.7}$$

în care : M este masa metalului care participă la cedarea căldurii ;
C_p — căldura specifică ;
ΔT — variația temperaturii metalului.

Capacitatea formelor de absorbție a căldurii cedate de aliaj se poate determina cu ajutorul coeficientului de acumulare a căldurii b_f :

$$b_f = \sqrt{\lambda \cdot c \cdot \rho}\,.[\mathrm{W \cdot s^{1/2}/m^2 \cdot K}].$$

În cazul formelor pe bază de materiale pulverulente, care sînt cele mai folosite, micșorarea volumului de pori conduce la creșterea conductivității termice și a valorii coeficientului de acumulare a căldurii b_f.

O parte din căldura primită de peretele formei servește la ridicarea temperaturii acestuia, deci la micșorarea diferenței $T_m - T_f$, iar o altă parte este transmisă prin peretele formei spre exterior. În cazul cînd conductivitatea termică a formei este mare (cazul formelor metalice), cantitatea de căldură transmisă prin pereți este mare, deci creșterea temperaturii peretelui este mică, diferența $T_m - T_f$ se menține mare, metalul pierde multă căldură, temperatura și fluiditatea lui scad.

c. *Influența condițiilor de turnare asupra fluidității.* Prin condiții de turnare se înțeleg : configurația (geometria) cavității prin care curge aliajul, viteza de umplere, presiunea exercitată deasupra aliajului în curgere.

În legătură cu configurația cavității piesei, o influență deosebit de mare asupra fluidității (capacității de umplere) a aliajului o are grosimea echivalentă R a peretelui piesei, care este raportul dintre suprafața totală de răcire a piesei și volumul ei :

$$R = \frac{V}{F} \quad [\mathrm{m}].$$

Atunci cînd piesa are o suprafață de răcire mare la același volum, deci un R mic, metalul transmite formei, în unitatea de timp, o cantitate mai mare de căldură, cristalizarea începe mai devreme și capacitatea de curgere, exprimată prin fluiditate, se micșorează.

Pentru asigurarea umplerii cavității formei se mărește temperatura de turnare a metalului (fig. 2.20).

Cu cît viteza de umplere a formei este mai mare, cu atît pierderea de căldură spre pereții formei va fi mai mică, cu atît se menține mai ridicată temperatura aliajului și fluiditatea lui.

Viteza de umplere este determinată de viteza liniară a aliajului lichid în secțiunea de intrare în cavitatea formei (secțiunea alimentatorului), precum și de secțiunea alimentatorului.

Scanned with OKEN Scanner

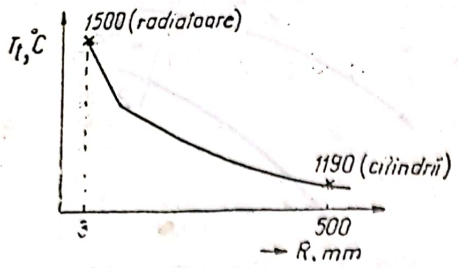


Fig. 2.20. Interdependența dintre grosimea peretelui piesei și temperatura de turnare a fontelor.

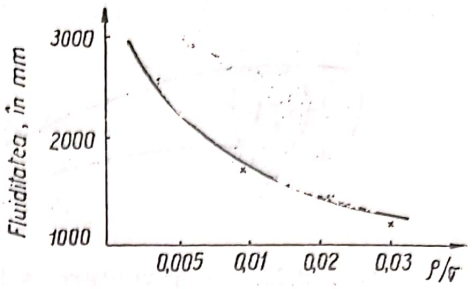


Fig. 2.21. Influența raportului masă specifică tensiunea superficială asupra fluidității la unele metale și aliaje (turnate la același grad de supraîncălzire).

Viteza liniară a metalului în secțiunea de intrare depinde de înălțimea hidrostatică a coloanei de metal în rețeaua de turnare.

Cu cît această înălțime este mai mare, cu atît viteza liniară de curgere și deci fluiditatea aliajului va fi mai mare.

În același sens influențează masa specifică a aliajului (fig. 2.21).

Ținînd seama de influența factorilor analizați mai sus, fluiditatea reală l a metalelor poate fi apreciată cu ajutorul formulei:

$$l = A \cdot \rho \cdot \frac{c(T_t - T_{f_0}) + x \cdot L}{T_m - T_f}, \qquad (2.8)$$

în care: A este suprafața piesei (probei);

ρ — densitatea aliajului;
c — căldura specifică a aliajului lichid;
T_t — temperatura de turnare;
T_{f_0} — temperatura corespunzătoare fluidității zero;
x — cantitatea de fază solidă separată pînă la încetarea curgerii;
L — căldura latentă de cristalizare;
T_m — temperatura aliajului în contact cu forma în momentul încetării curgerii;
T_f — temperatura formei.

2.2. CURGEREA METALELOR ȘI ALIAJELOR PRIN CANALE

2.2.1. LEGI HIDRODINAMICE CU APLICARE LA CURGEREA METALELOR ȘI ALIAJELOR LICHIDE

2.2.1.1. **Legea continuității.** Exprimă principiul conservării masei și arată că de-a lungul unui curent de fluid, debitul masic este constant în orice secțiune transversală dacă nu apar schimbări cu exteriorul și dacă mișcarea este permanentă. Fie, de exemplu, sistemul care în momentul t ocupă domeniul mărginit de suprafața S a unui tub (sau canal de curent) și de secțiunile *1* și *2* (fig. 2.22).

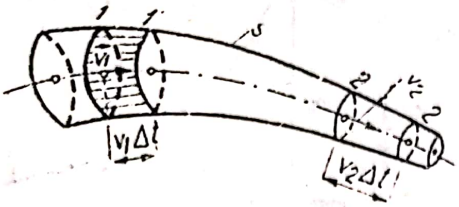


Fig. 2.22. Reprezentare schematică a unui tub de curent prin care se deplasează un fluid.

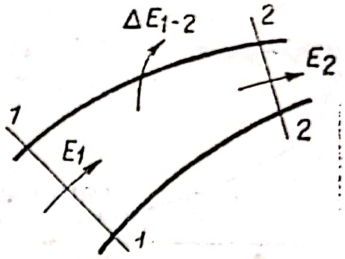


Fig. 2.23. Pierderea de energie între două secțiuni consecutive.

Se consideră că mișcarea este semipermanentă, adică forma tubului sau canalului nu variază un timp.

La momentul $t + \Delta t$ sistemul este mărginit de secțiunile *1'* și *2'*. În conformitate cu principiul conservării masei și notînd cu m_{ab} masa de lichid cuprinsă între secțiunile *a* și *b* ($a = 1, 1', 2$; $b = 1', 2, 2'$) se poate scrie că :

$$m_{1\,1'} + m_{1'\,2'} = m_{1\,2'} + m_{2\,2'},$$

de unde rezultă $m_{1\,1'} = m_{2\,2'}$.

Avînd în vedere că lichidul se consideră omogen și incompresibil ultima relație devine :

$$v_1 \cdot \Delta t \cdot A_1 = v_2 \cdot \Delta t \cdot A_2,$$

în care : v_1 și v_2 sînt vitezele medii din secțiunile *1* și *2* ;
A_1 și A_2 — ariile secțiunilor *1* și *2*.

Rezultă în final : $v_1 A_1 = v_2 A_2$; (2.9)

sau :

$$Q_1 = Q_2,$$

în care Q_1 și Q_2 sînt debitele volumice care trec prin secțiunile *1* și *2*.

Relația (2.9) arată că v_2 este dependent de v_1. În condițiile în care v_2 are o valoare mai mare decît cea rezultată din relația (2.9), apar goluri în lichid, ceea ce ar contrazice ipoteza continuității lichidului. Acest lucru face ca ecuația de mai sus să se numească *ecuația continuității*.

2.2.1.2. **Legea energiilor.** Reflectă principiul general al conservării energiei și afirmă că fluxul de energie E_1 care intră prin secțiunea *1* a unui tub de curent este egal cu suma dintre fluxul de energie E_2 care părăsește o secțiune consecutivă *2*, a aceluiași tub de curent și energia disipată ΔE_{12} între cele două secțiuni (fig. 2.23) :

$$E_1 = E_2 + \Delta E_{12}. \qquad (2.10)$$

Termenul ΔE_{12} trebuie introdus în relația energiilor datorită existenței frecărilor interne la fluidele reale în mișcare prin conducte sau canale.

Pe baza relațiilor de mai sus se poate utiliza legea energiilor în calcul hidraulic, considerînd în fluxul cu densitate constantă ρ, o particulă cu masa *dm*, volumul *dV* și viteza locală *v*, asupra căreia acționează o presiune *p*.

Scanned with OKEN Scanner

Se știe că energia potențială specifică a unei particule fluide se compune din energia specifică de poziție, z și energia specifică la presiune $\left(\frac{P}{\rho \cdot g}\right)$:

$$e_p = \frac{dm \cdot g \cdot z + P dV}{g \cdot dm}.$$

Făcînd înlocuirea $dm = \rho dv$ se obține:

$$e_p = \frac{\rho g \cdot z \cdot dv + P dV}{\rho g dv}$$

sau:

$$e_p = z + \frac{P}{\rho g} \tag{2.11}$$

Fluidul aflîndu-se în mișcare, dispune și de energie cinetică e_c:

$$e_c = \frac{\frac{1}{2} dm \cdot v^2}{g \cdot dm,} \tag{2.12}$$

sau:

$$e_c = \frac{v^2}{2g}.$$

Energia totală specifică va fi:

$$e = e_p + e_c$$

sau:

$$e = z + \frac{P}{\rho g} + \frac{v^2}{2g}. \tag{2.13}$$

Fluxul elementar de energie (energia transportată de o particulă sau fluxul de energie printr-o secțiune dA a unui tub (canal) elementar cu curent, este dat de expresia:

$$e dQ_G = e \rho g dQ$$

sau:

$$e dQ = e \cdot \rho \cdot g \cdot v dA,$$

în care: dQ_G este debitul elementar de greutate;
dQ — debitul elementar volumic.

În consecință, fluxul de energie prin secțiunea transversală A a unui curent de fluid se obține:

$$E = \int_A e dQ_G, \tag{2.14}$$

sau știind valoarea lui dQ se obține:

$$E = \int_A e \cdot \rho \cdot g v dA.$$

Scanned with OKEN Scanner

Înlocuind valoarea lui e din relația 2.13 în relația 2.14 rezultă :

$$E = \int_A \left(z + \frac{P}{\rho g} + \frac{v^2}{2g}\right) \rho g v \mathrm{d}A.$$

Considerînd $\rho = ct$ se obține :

$$E = \rho g \int_A \left(z + \frac{P}{\rho g}\right) v \mathrm{d}A + \rho g \frac{1}{2g} \int_A v^3 \mathrm{d}A,$$

care după rezolvare devine :

$$E = \rho g \left(z + \frac{P}{\rho g}\right) Q + \rho g Q \frac{\alpha v^2}{2g}, \tag{2.15}$$

în care : $\alpha = \frac{1}{A} \int_A K^3 \mathrm{d}A$ este coeficient *Coriolis* ;

K — coeficient adimensional de distribuție care variază în secțiune transversală de la un punct la altul.

Dacă relația 2.15 se raportează la debitul de greutate $\rho g Q$ se obține sarcina hidrodinamică H a secțiunii :

$$H = \frac{E}{\rho g Q}$$

sau :

$$H = z + \frac{P}{\rho g} + \frac{v^2}{2g}. \tag{2.16}$$

Sarcina hidrodinamică reprezintă energia specifică medie în secțiunea considerată, raportată la unitatea de greutate a fluidului.

Dacă se efectuează aceeași operație și asupra energiei disipate ΔE_{1-2} rezultă pierderea de sarcini $h_{r_{1-2}}$ între secțiunile *1* și *2*.

$$h_{r_{1-2}} = \frac{\Delta E_{1-2}}{\rho \cdot g Q}$$

În aceste condiții relația 2.10 devine :

$$H_1 = H_2 + h_{r_{1-2}}$$

sau :

$$\left(z + \frac{P}{\rho \cdot g}\right)_1 + \frac{\alpha_1 v_1^2}{2g} = \left(z + \frac{P}{\rho \cdot g}\right)_2 + \frac{\alpha_2 \cdot v_2^2}{2g} + h_{r\,1-2} \tag{2.17}$$

care reprezintă *legea energiilor* aplicată la un curent de fluid necompresibil în mișcare permanentă sau legea lui *Bernoulli* generalizată.

Scanned with OKEN Scanner

Termenii relației (2.17) reprezintă din punct de vedere energetic, diferite forme de energie hidraulică specifică medie în secțiune și caracterizează mișcarea unui curent de fluid real :

z — este energia specifică de poziție ;

$\frac{P}{\rho \cdot g}$ — energia specifică la presiune;

$H_p = z + \frac{P}{\rho \cdot g}$ — energia specifică potențială sau sarcina piezometrică ;

$\frac{\alpha \cdot v^2}{2g}$ — energia specifică cinetică ;

$H = z + \frac{P}{\rho \cdot g} + \frac{\alpha \cdot v^2}{2g}$ — energia specifică totală a secțiunii sau sarcina hidrodinamică ;

$h_{r\ 1-2}$ — pierderea de sarcină între secțiunile *1* și *2*.

Din punct de vedere dimensional, termenii relației 2.17 sînt lungimi, după cum rezultă din analiza dimensională :

$$\left[\frac{\alpha v^2}{2g}\right] = \frac{(LT^{-1})^2}{LT^{-2}} = L.$$

Aceasta permite o reprezentare grafică a legii energiilor ținînd seama că termenii ei pot fi considerați lungimi (fig. 2.24) :

z — este înălțimea de poziție ;

$\frac{P}{\rho \cdot g}$ — înălțimea de presiune sau piezometrică ;

$H_p = z + \frac{P}{\rho \cdot g}$ — cotă piezometrică ;

$\frac{\alpha v^2}{2g}$ — înălțimea cinetică ;

$H = z + \frac{P}{\rho \cdot g} + \frac{\alpha \cdot v^2}{2g}$ — cota energetică.

2.2.2. CURGEREA LAMINARĂ ȘI TURBULENTĂ

Curgerea aliajelor prin canale poate fi laminară sau turbulentă.

În cazul curgerii laminare particulele de lichid se deplasează pe traiectorii aproximativ paralele între ele și paralele cu axa canalului. Curgerea are în acest caz un caracter stratificat.

În mișcarea turbulentă traiectoriile particulelor de lichid sînt în continuă schimbare. Particulele, în mișcarea lor dezordonată, se amestecă între ele, apărînd deci și o mișcare transversală de la un perete la altul al canalului.

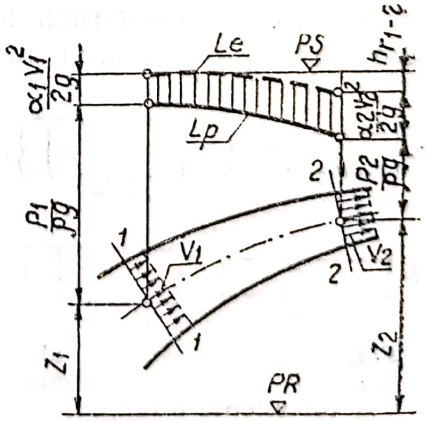


Fig. 2.24. Reprezentare grafică a legii energiilor.

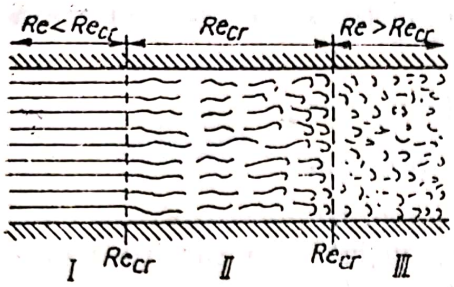


Fig. 2.25. Trecerea aliajului lichid de la regimul laminar la cel turbulent.

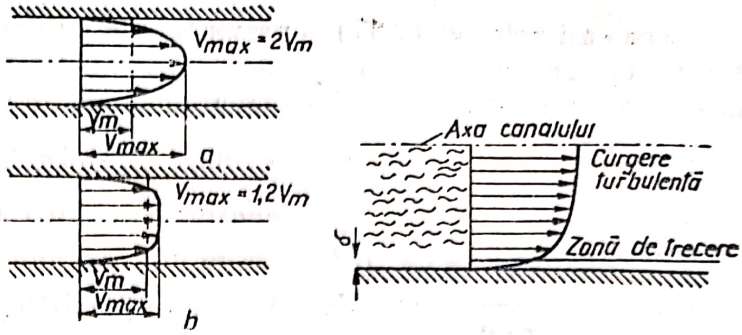


Fig. 2.26. Repartizarea vitezelor pe secțiunea canalului :
a — cazul curgerii laminare ; *b* — cazul curgerii turbulente.

Regimul de curgere al aliajului lichid depinde de viteza jetului, de viscozitatea aliajului și de forma și dimensiunile transversale ale canalului. Corelația dintre acești factori este stabilită de criteriul lui *Reynolds* :

$$Re = \frac{vd}{\nu},$$

în care : v este viteza medie pe secțiunea canalului de deplasare a aliajului, în m/s ;
d — diametrul hidraulic al canalului, în m ;
ν — viscozitatea cinematică a aliajului, în m^2/s.

Tipul regimului de curgere este stabilit de valorile critice superioare și inferioare ale cifrei lui *Reynolds*.

Modul de trecere de la regimul laminar la cel turbulent este arătat în figura 2.25.

La valori mai mici decît *Re* critic inferior curgerea este laminară, iar la valori mai mari decît *Re* critic superior curgerea este turbulentă. În intervalul dintre aceste două domenii apare o zonă de trecere în care există posibilitatea coexistenței celor două regimuri de curgere.

Curgerea este laminară pentru valori ale numărului lui Reynolds mai mici decît 2 500 și este turbulentă pentru valori mai mari de 3 000 ale acestei cifre.

La curgerea laminară (fig. 2.26, *a*) repartizarea vitezelor pe secțiunea canalului are un caracter parabolic (la contactul imediat cu pereții canalului valoarea vitezelor este egală cu zero și odată cu creșterea distanței de la acest perete viteza crește continuu, atingînd valoarea maximă în axa canalului).

În cazul curgerii turbulente (fig. 2.26, *b*) legea repartizării vitezelor este complexă (pe cea mai mare parte a secțiunii canalului viteza este cu puțin mai mică decît cea maximă, iar la contactul cu pereții canalului valoarea acestei viteze se micșorează brusc).

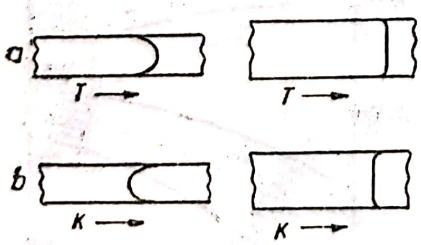


Fig. 2.27. Caracteristici ale curgerii laminare (stînga) și turbulente (dreapta) :
a — gradientul de temperatură ; *b* — gradientul de concentrație.

În figura 2.27 se prezintă gradientul de temperatură și gradientul de concentrație pe secțiunea tranversală a canalului în cele două regimuri de curgere ale aliajelor lichide.

În cazurile practice de turnare, întîlnite la umplerea formelor, curgerea aliajelor lichide este întotdeauna o curgere turbulentă.

Dacă turbulența nu depășește o anumită limită efectul ei nu este în general dăunător.

Scanned with OKEN Scanner

2.2.3. FENOMENE CARE ÎNSOȚESC CURGEREA ALIAJELOR PRIN CANALE

a. *Pierderi de energie.* La curgerea aliajelor lichide prin canale au loc întotdeauna pierderi de energie datorate frecărilor de pereții canalelor și ciocnirilor neelastice a atomilor cu viteze diferite la schimbările bruște de direcție și de secțiune. Legea lui *Bernoulli* poate fi modificată pentru a ține seama de aceste pierderi la calculul vitezelor.

Pierderile de energie prin frecări și ciocniri neelastice se transformă în altă formă de energie (căldură, vibrații etc.) și se manifestă ca o pierdere de energie cinetică pentru unitatea de volum E_c:

$$E_c = \Delta p \cdot \frac{v^2}{2g}.$$

Pierderea energiei cinetice se traduce printr-o micșorare a vitezei de curgere. Deoarece viteza unui aliaj printr-un canal este determinată numai de înălțimea coloanei de aliaj ($v = \sqrt{2gH}$), pierderea de energie cinetică se poate interpreta ca o pierdere de înălțime. Pierderea de înălțime, la rîndul ei, reprezintă o pierdere de presiune.

Pierderi de energie prin frecare. Pierderile de energie, respectiv de înălțime, prin frecare la curgerea aliajelor prin canale drepte, umplute sau neumplute, depind de coeficientul de frecare λ, lungimea canalului l, viteza aliajului v și de diametrul hidraulic d:

$$h_f = \lambda \cdot \frac{l \cdot v^2}{d2g};$$

Notăm $\xi = \lambda \frac{l}{d}$ și relația de mai sus devine:

$$h_f = \xi_f \frac{v^2}{2g}. \qquad (2.18)$$

Valoarea coeficientului de frecare λ depinde de regimul de curgere exprimat prin numărul *Reynolds*, precum și de rugozitatea suprafeței canalelor.

La turnarea aliajelor în forme nepermanente, rugozitatea canalelor este determinată de dimensiunile granulelor de cuarț.

Rugozitatea se exprimă prin raportul dintre valoarea medie a proeminențelor de pe suprafața canalelor Δ și raza acestor canale R.

În figura 2.28 este prezentată corelația dintre numărul *Re*, coeficientul de frecare λ și rugozitatea Δ/R.

Partea stîngă a diagramei corespunde curgerii laminare pentru care există relația:

$$\lambda = \frac{64}{Re}.$$

În această zonă, corespunzătoare curgerii laminare, rugozitatea nu influențează asupra curgerii.

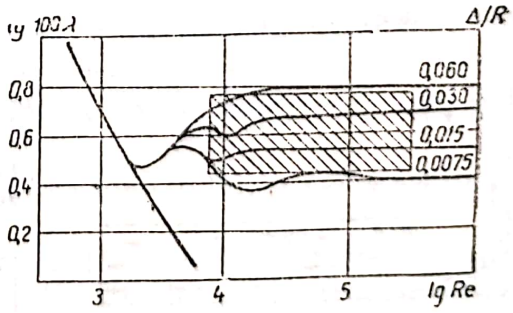


Fig. 2.28. Corelația dintre numărul *Reynolds*, coeficientul de frecare și rugozitatea pereților canalelor Δ/R.

În cazurile obișnuite de turnare curgerea este turbulentă, valorile coeficientului λ fiind situate în zona haşurată din diagramă. În acest domeniu de curgere turbulentă coeficientul de frecare nu depinde de valoarea cifrei *Reynolds* şi deci nici de viscozitatea şi natura aliajului lichid. Se poate considera că valoarea coeficientului de frecare este aproximativ constantă şi egală cu 0,04.

Pierderi de energie în rezistenţe locale. Prin rezistenţe locale se înţeleg rezistenţele provocate de schimbările bruşte de direcţie şi secţiune.

Pierderile de energie, respectiv de înălţime în rezistenţele locale se exprimă prin relaţia :

$$h_r = \xi_r \frac{v^2}{2g}, \qquad (2.19)$$

în care : ξ_r este coeficient de rezistenţă.

Pierderilor de înălţime, datorate schimbărilor de direcţie, le corespunde un coeficient ξ_{rd} a cărui valoare este în funcţie de unghiul cotului pe care îl face canalul (tabelul 2.1).

Tabelul 2.1

Corelaţia dintre coeficientul ξ_{rs} şi unghiul cotului pe care îl face canalul

Unghiul cotului canalului, în grd.	30	60	90	120
ξ_{rd}	0,20	0,55	1,10	1,40

Coturile canalelor din reţelele de turnare sînt în majoritatea cazurilor de 90°.

În cazul unor coturi nerotunjite apar două zone de turbulenţă (fig. 2.29).

Pierderile de înălţime datorate schimbărilor bruşte de secţiune sînt caracterizate de un coeficient ξ_{rs} a cărui valoare este în funcţie de valoarea raportului dintre cele două secţiuni diferite.

În tabelul 2.2 este prezentată corelaţia dintre coeficientul ξ_{rs} şi valoarea raportului dintre secţiuni în cazul trecerii de la o secţiune mai mică la una mai mare.

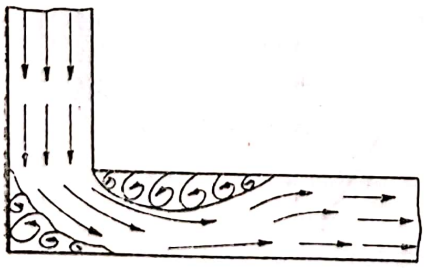


Fig. 2.29. Schema de curgere a aliajului lichid într-un canal cu cot de 90°.

Tabelul 2.2

Corelaţia dintre coeficientul ξ_{rs} şi raportul dintre secţiuni în cazul trecerii de la o secţiune mai mică la una mai mare

Raportul secţiunilor	0,2	0,4	0,6	0,8	1,0
ξ_{rs}	0,42	0,34	0,25	0,15	0

Scanned with OKEN Scanner

În cazul rețelelor de turnare valoarea coeficientului ξ_{rs} oscilează în jurul valorii de 0,15.

Pierderi de înălțime, respectiv de presiune apar și la trecerea de la o secțiune mai mare la una mai mică. În acest caz se ia pentru ξ_{rs} o valoare egală cu 0,5.

O rezistență locală apare și la utilizarea sitelor în canalele de turnare. Coeficientul de rezistență atinge în acest caz o valoare aproximativ egală cu 5.

Pierderea totală de înălțime h, datorată frecării și rezistențelor locale va fi :

$$h = \sum_0^k h_{fi} + \sum_0^k h_{ri}. \tag{2.20}$$

Pentru calculul vitezei la un moment dat se utilizează relația :

$$v = \mu\sqrt{2gH}, \tag{2.21}$$

în care H este înălțimea de curgere.

Valoarea coeficientului μ se calculează cu relația de mai jos, ținînd seama de toți coeficienții de rezistență ξ_i :

$$\mu = \frac{1}{\sqrt{1 + \sum \xi_i}}. \tag{2.22}$$

Determinarea cît mai exactă a vitezei de curgere este necesară deoarece există o viteză optimă pentru care calitatea piesei turnate este cea mai bună.

b. *Aspirația de gaze și spumarea.* În porii amestecului de formare, care pot reprezenta 15...30% din volumul amestecului, se găsește aer la presiunea atmosferică. La acest volum de aer se adaugă vaporii proveniți din evaporarea apei din zona de contact cu aliajul lichid, gazele rezultate din arderea prafului de cărbune din aceeași zonă precum și gazele rezultate din arderea lianților organici.

Dacă într-un loc al rețelei de turnare apare o depresiune, gazele pătrund în acest loc fiind antrenate în cavitatea formei de jetul de aliaj lichid. Prin această antrenare depresiunea, se menține și cantități noi de gaze iau loc primelor cantități antrenate deja de jet.

Apariția depresiunilor în care lichidul se desprinde de pereții canalului este cauzată de :

— secțiunea canalului care nu urmărește micșorarea secțiunii jetului datorită creșterii vitezei la curgerea prin canale verticale sau înclinate ;

— schimbarea bruscă de direcție (cot nerotunjit) ;

— intrarea aliajului lichid dintr-un recipient (oală, cupă etc.) într-un canal cu muchiile nerotunjite.

Aceste cauze pot fi eliminate prin construirea unor rețele a căror secțiun să urmărească liniile de curent.

În cazul în care aceste zone depresionare există și aliajul are o fluiditate mare, gazele antrenate se pot ridica la suprafață datorită forței ascensionale, derivată din principiul lui *Arhimede*, și piesa se solidifică cu pereții sănătoși.

Dacă viscozitatea aliajului este mare, gazele rămîn incluse în corpul piesei sub formă de sufluri locale. Datorită temperaturii ridicate la care se

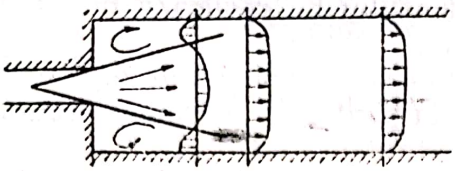


Fig. 2.30. Apariția mișcării inverse la schimbarea bruscă a secțiunii.

găsește gazul încorporat în aliaj, volumul acestuia crește după legea $v = v_0(1 + \alpha t)$ provocînd sufluri de dimensiuni mari în piesa turnată și deci o piesă cu defecte.

În zonele depresionare are loc în același timp un fenomen de turbionare. La schimbarea bruscă a secțiunii (fig. 2.30), lichidul nu-și poate schimba direcția cu 90° pentru a curge lîngă perete și datorită inerției își continuă traiectoria apropiindu-se de peretele în porțiunea de secțiune mai mare, datorită scăderii vitezei, după parcurgerea unei distanțe.

Spațiul din colț nu este parcurs de aliaj și prin frecare gazele sînt antrenate de jet luînd naștere astfel o depresiune. Datorită diferenței de presiune, particulele de la suprafața jetului se desprind de restul aliajului și luînd o traiectorie circulară se întorc la suprafața aliajului lichid generînd o mișcare turbionară.

În cazul aliajelor cu oxidabilitate ridicată, cum ar fi aliaje pe bază de aluminiu și magneziu, particulele turbionare se oxidează și ajungînd din nou la suprafața lichidului contribuie la oxidarea altor porțiuni de lichid.

Deoarece oxizii formați la suprafața jetului au o tensiune superficială mare (în special în cazul aliajelor de Al), cînd incluziunile gazoase antrenate caută să iasă la suprafață, fie la curgerea prin canale, fie la curgerea prin cavitatea formei, sînt reținute de stratul de oxizi și se îmbracă astfel cu o peliculă rezistentă. Un ansamblu mai mare de astfel de bule îmbrăcate în pelicule de oxizi formează spuma. Locurile ocupate de aceasta în cavitatea formei nu mai pot fi umplute cu aliaj și piesa va prezenta defecte.

Fenomenul de spumare este dăunător și îndepărtarea lui se poate realiza prin evitarea apariției turbionelor.

c. *Cavitația.* Fenomenul de cavitație se produce la curgerea lichidelor care conțin incluziuni gazoase și reprezintă schimbarea bruscă a condițiilor hidrodinamice de curgere datorită apariției fazei gazoase, care distruge continuitatea jetului.

Procesul de cavitație apare în condițiile micșorării presiunii în jet, sub o valoare apropiată de valoarea presiunii vaporilor saturați ai aliajului.

Cavitația are loc pe întregul parcurs al curgerii aliajelor prin canalele rețelei de turnare și în cavitatea formei și mai ales în acele locuri unde au loc îngustări locale urmate de dilatări importante ale rețelei de turnare, la orificiile oalelor de turnare, în cazul diafragmelor și în cazul schimbării direcției canalelor de turnare.

Fenomenul începe prin apariția unor incluziuni de gaze foarte mici care cresc formînd cavități mari în faza lichidă în curgere.

Prin trecerea aliajului lichid din domeniul presiunilor scăzute în domeniul presiunilor mari se produce o explozie a incluziunilor gazoase, însoțită de o creștere bruscă, locală a presiunii care poate să atingă mii de atmosfere și care este capabilă să distrugă pereții rețelei de turnare sau pereții frontului de solidificare. Distrugerea pereților poate avea loc și datorită condensării incluziunilor gazoase.

Cavitația determină creșterea rezistenței la curgerea aliajelor prin canale și în cavitatea formei și reprezintă un fenomen nedorit.

Scanned with OKEN Scanner

2.3. CURGEREA LIBERĂ A ALIAJELOR

2.3.1. FORMAREA ȘI STRUCTURA JETULUI

Curgerea liberă a aliajelor lichide în cîmpul gravitațional apare la evacuarea aliajelor din agregatele de topire și la golirea oalelor de turnare prin deversare sau turnare pe la fundul oalei.

Curgerea liberă se face după legile căderii în cîmpul gravitațional cu sau fără viteză inițială. La înclinarea cuptorului sau oalei (la golirea prin deversare) se creează o diferență de nivel între nivelul aliajului în cuptor sau oală și punctul de deversare (Δh).

Datorită acestei diferențe de nivel aliajul se pune în mișcare ajungînd la viteza v conform cu relația :

$$v = \varphi \sqrt{2g\Delta h},$$

în care φ este un coeficient de viteză care ține seama de pierderile de presiune cauzate de frecarea de muchia peste care se face curgerea.

Indiferent de natura aliajului φ are o valoare de circa 0,97. Viteza în punctul de deversare se poate descompune într-o componentă orizontală v_0 și o componentă verticală v_v. Alegînd un sistem de axe cu originea în punctul de deversare, cu axa Ox orizontală și axa Oy verticală și descompunînd mișcarea unei particule după cele două axe particula va descrie în timpul t :

— pe Ox distanța : $x = v_0 t$;

— pe Oy distanța $y = v_v t + \frac{g}{2} t^2$.

Eliminînd timpul între cele două ecuații se obține :

$$y = \frac{v_v}{v_0} x + \frac{g}{2} \frac{x^2}{v_0^2}. \qquad (2.22)$$

Rezultă că ecuația traiectorie reprezintă o parabolă.

Din cauza frecărilor care apar, particulele au viteze diferite în punctul de deversare. Parabolele parcurse de particule apar în consecință dispersate.

În cazul turnării pe la fundul oalei, jetul este rectiliniu, secțiunea lui depinzînd de mărimea orificiului și de viteza de curgere.

În cazul folosirii suprafețelor înclinate, componenta vitezei perpendiculară pe pereți se anulează, iar componenta v_1 de-a lungul peretelui scade (fig. 2.31) :

$$v_1 = v_0 \cos \alpha.$$

Viteza scade și mai mult datorită frecărilor de perete.

La contactul cu peretele de la bază sau cu aliajul din formă, jetul de lichid își schimbă direcția și valoarea vitezei va fi :

$$v_2 = v_1 \cdot \sin \alpha$$

sau :

$$v_2 = v_0 \cdot \sin \alpha \cdot \cos \alpha.$$

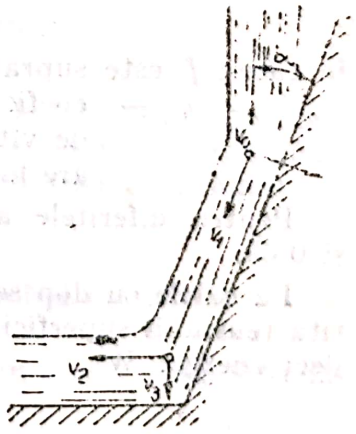


Fig. 2.31. Curgerea liberă pe plan înclinat.

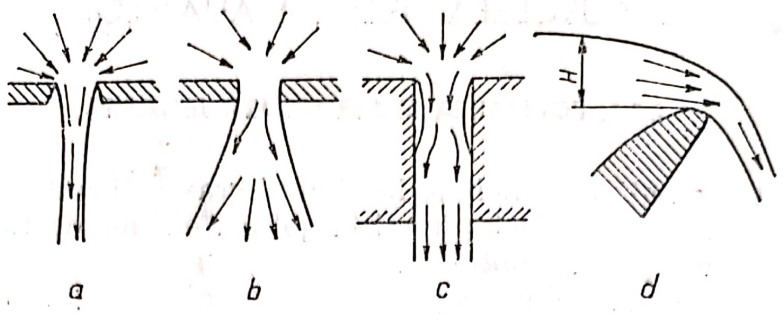


Fig. 2.32. Forma jeturilor la curgerea liberă :
a — curgerea liniştită prin orificiul de turnare de la fundul oalei ; *b* — curgerea turbulentă sub formă de flacără ; *c* — curgerea printr-un orificiu de înălţime mare ; *d* — curgerea prin ciocul oalei de turnare.

Ca urmare se micşorează forţa de lovire a jetu precum şi tendinţa de turbionare.

În acest caz forţa de pătrundere verticală va fi dată de relaţia :

$$P_v = \frac{\gamma \cdot A}{g} v_3^2;$$

sau :

$$P_v = \frac{\gamma \cdot A}{g} v_0^2 \cos^2 \alpha. \qquad (2.23)$$

Metoda turnării pe plan înclinat se foloseşte într-o largă măsură la turnarea aliajelor de aluminiu şi magneziu în forme metalice şi a lingourilor din zinc, aluminiu şi magneziu.

În cazul pieselor cu pereţi subţiri şi înălţimi relativ mari (cazul bucşelor etc.) turnate din fontă, bronz, alamă etc. sau la obţinerea lingourilor din bronz şi alamă, pentru frînarea aliajului la intrarea în formă, se utilizează turnarea în jet subdivizat (turnarea în ploaie).

În figura 2.32 este prezentată forma jeturilor la curgerea liberă.

La turnarea pe la fundul oalei debitul de aliaj lichid Q se calculează cu relaţia :

$$Q = f \cdot \mu \cdot \sqrt{2g\Delta h} \quad [\mathrm{m^3/s}], \qquad (2.24)$$

în care : f este suprafaţa orificiului de turnare de la fundul oalei în $\mathrm{m^2}$;
μ — coeficientul de debit, care reprezintă produsul coeficienţilor de viteză φ şi de contracţie a secţiunii jetului α (contracţia are loc la o distanţă oarecare de orificiul de turnare).

Pentru diferitele aliaje lichide, acest coeficient este cuprins între 0,6 şi 0,65.

La oalele cu dop secţiunea jetului este rotundă şi se menţine astfel datorită tensiunii superficiale σ care caută să micşoreze suprafaţa S a jetului şi deci energia W :

$$W = S \cdot \sigma.$$

Acest lucru este demonstrat la curgerea aliajului lichid printr-un orificiu de secţiune eliptică. Astfel dacă la început secţiunea jetului este o elipsă în

Scanned with OKEN Scanner

cădere forma eliptică se rotunjește. Din cauza inerției mișcarea transversală a atomilor nu se oprește cînd a fost atinsă secțiunea circulară ci continuă să se apropie de axa jetului. Astfel, jetul în cădere va avea din nou forma de elipsă însă de data aceasta cu axa mare perpendiculară pe direcția inițială. Acest efect al tensiunii superficiale se repetă periodic pe înălțimea de cădere a jetului.

La distanțe mari de orificiul de turnare, forțele disperse care acționează asupra particulelor de lichid determină fragmentarea în picături a jetului.

În cazul folosirii unor orificii cu muchii nerotunjite sau profile necorespunzătoare, jetul se poate fragmenta chiar de la început în subjeturi și picături (fig. 2.32, *b*).

La curgerea aliajelor lichide prin orificii sub formă de ajutaje, în faza inițială jetul se desprinde de pereți și formează o zonă de turbionare. Tendința de turbionare se micșorează la rotunjirea muchiilor orificiului de turnare. După parcurgerea unei anumite distanțe de la zona de turbionare, jetul se dilată și curge sub formă compactă umplînd întreaga secțiune a ajutajului (fig. 2.32, *c*).

Timpul de golire al oalei se calculează cu formula :

$$t = \frac{S}{\mu s g} \left(\sqrt{2gH} - \sqrt{2g\delta}\right), \qquad (2.25)$$

în care : S este suprafața secțiunii medii a oalei ;
μ — coeficient de viteză ;
s — suprafața secțiunii orificiului de turnare ;
g — accelerația gravitațională ;
H — înălțimea lichidului în oala de turnare ;
δ — grosimea fundului oalei.

În cazul curgerii aliajului lichid prin cioc sau pe cioc rolul presiunii metalostatice este îndeplinit de distanța dintre punctul inferior al ciocului și suprafața coloanei de aliaj din oala (fig. 2.32, *d*). La utilizarea oalelor cu deversare, debitul de aliaj depinde de adîncimea canalului în cioc, de viteza de basculare și de suprafața (oglinda) coloanei de aliaj.

2.3.2. FORȚA ȘI ENERGIA DE LOVIRE A JETULUI

Cînd jetul în cădere lovește suprafața aliajului din oală sau suprafața formei (la turnarea directă) el exercită asupra acestora o forță care poate fi calculată cu ajutorul ecuației impulsului, pentru un punct de masă m :

$$m\mathrm{d}v = P\mathrm{d}t,$$

în care : P este forța ce acționează în timpul $\mathrm{d}t$, provocînd o variație a vitezei cu $\mathrm{d}v$ sau a impulsului cu $m\mathrm{d}v$.

În loc de un punct cu masa m se poate considera un element $\mathrm{d}m$ și ecuația impulsului devine :

$$\mathrm{d}P = \frac{\mathrm{d}m}{\mathrm{d}t}\,\mathrm{d}v,$$

Scanned with OKEN Scanner

în care $\frac{dm}{dt}$ este masa de lichid care atinge suprafața în unitatea de timp, adică debitul de lichid al jetului în cădere :

$$\frac{dm}{dt} = \frac{Q \cdot \gamma}{g}.$$

În aceste condiții ecuația impulsului devine :

$$dP = \frac{Q \cdot \gamma}{g} \cdot dv,$$

de unde prin integrare rezultă valoarea forței P :

$$P = \frac{Q \cdot \gamma}{g} \int_{v_1}^{v_2} dv$$

sau :

$$P = \frac{Q \cdot \gamma}{g} (v_2 - v_1). \tag{2.26}$$

La impactul cu suprafața formei, viteza v_2 a jetului se anulează și deci :

$$P = -\frac{Q \cdot \gamma}{g} v_1.$$

Semnul minus arată că forța exercitată de lichid asupra jetului are sens contrar vitezei. Forța exercitată de jet asupra lichidului are aceeași valoare, cu semnul plus.

Notînd cu A secțiunea jetului, atunci $Q = Av_1$, iar expresia forței devine :

$$P = \frac{\gamma \cdot A}{g} v_1^2$$

sau :

$$P = 2\gamma \cdot A \cdot \frac{v_1^2}{2g}$$

$$P = 2\gamma AH, \tag{2.27}$$

în care H este înălțimea de cădere a jetului.

Din relația 2.27 rezultă că forța de lovire este egală cu dublul greutății jetului în cădere.

Datorită acestei forțe, jetul de aliaj pătrunde în lichidul din oală sau din formă (la turnarea directă), provocînd turbionare și antrenînd aer.

Energia de lovire, consumată în mișcarea de agitare a lichidului se calculează pornind de la expresia energiei cinetice :

$$E = M \frac{v^2}{2}.$$

Scanned with OKEN Scanner

Exprimînd masa M prin $M = \frac{Q \cdot \gamma}{g}$, se obține:

$$E = \frac{Q \cdot \gamma}{2g} v^2, \tag{2.28}$$

Debitul jetului Q poate fi determinat ținînd seama de secțiunea finală A a jetului și de viteza lui la atingerea cu suprafața aliajului lichid din oală sau din formă:

$$Q = Av,$$

În acest caz, expresia energiei devine:

$$E = \frac{A \cdot \gamma \cdot v^3}{2g}. \tag{2.29}$$

Așadar, energia de pătrundere este proporțională cu secțiunea și cu cubul vitezei jetului.

2.3.3. OXIDAREA ALIAJELOR ÎN TIMPUL CURGERII LIBERE

În timpul curgerii aliajului pe distanța oală-cavitatea formei, acesta vine în contact cu aerul din atmosferă și se oxidează, oxizii putînd fi antrenați și introduși în cavitatea formei.

Procesul de oxidare este influențat în principal de următorii factori:

— înălțimea de cădere;
— diametrul jetului;
— numărul de jeturi.

Întrucît procesul de oxidare influențează negativ asupra calității pieselor turnate, în practică se caută diminuarea acestui proces. Oxidarea va fi cu atît mai mică cu cît înălțimea de cădere a jetului va fi mai mică (fig. 2.33, *a*), cu cît diametrul jetului de aliaj lichid va fi mai mare (fig. 2.33, *b*) și cu cît numărul de jeturi va fi mai mic (fig. 2.33, *c*).

Aerul este antrenat prin frecare și cantitatea de aer antrenat variază cu variația suprafeței de contact dintre jet și atmosferă.

În cazul subdivizării jetului în mai multe porțiuni curba cantității de aer antrenată prezintă un maxim la un anumit număr de jeturi. Curba ascen-

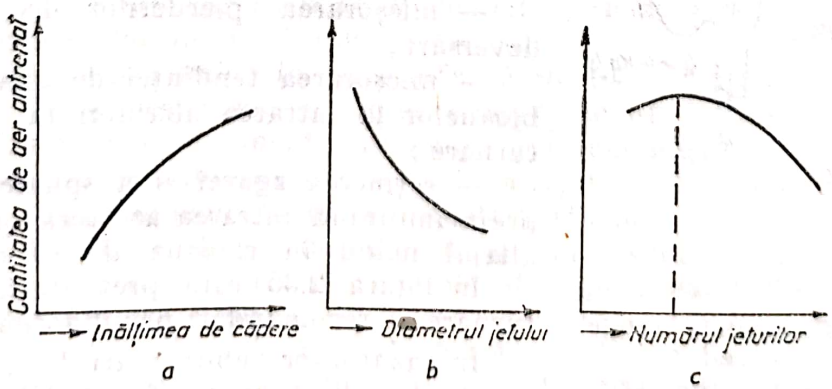


Fig. 2.33. Cantitatea de aer antrenată de jetul de aliaj lichid la curgerea liberă.

dentă se explică, prin creşterea suprafeţei de contact, iar cea descendentă se explică prin scăderea forţei de lovire a jetului care este cu atît mai mică cu cît valoarea secţiunii şi a jetului este mai scăzută şi deci aerul antrenat pătrunde pe adîncime mai mică în coloana de aliaj lichid, putînd ieşi mai uşor la suprafaţă.

Pentru micşorarea gradului de oxidare a aliajului în timpul turnării este necesară luarea următoarelor măsuri :

— micşorarea înălţimii de cădere a jetului ;
— utilizarea unor jeturi cu diametre mai mari ;
— folosirea suprafeţelor înclinate pe care să cadă jetul de aliaj lichid.

2.4. CURGEREA ALIAJELOR ÎN REŢELELE DE TURNARE

2.4.1. ROLUL ŞI ELEMENTELE COMPONENTE ALE REŢELELOR DE TURNARE

Prin reţea de turnare se înţelege totalitatea canalelor verticale şi orizontale din interiorul formei utilizate pentru introducerea aliajelor lichide în cavitatea formei în care se obţine piesa turnată. Reţeaua de turnare are trei funcţii principale :

— asigurarea umplerii rapide dar liniştite a cavităţii formei, fără formarea de turbioane şi fără distrugerea pereţilor formei ;
— reţinerea particulelor de zgură şi a altor incluziuni nemetalice în vederea preîntîmpinării pătrunderii lor în cavitatea formei ;
— asigurarea unei temperaturi uniform repartizate pe perimetrul şi secţiunea pereţilor pieselor turnate.

Elementele componente ale reţelei de turnare (fig. 2.34) sînt :

— pîlnia, cupa sau bazinul de turnare *1* ;
— piciorul pîlniei, cupei sau bazinului *2* ;
— canalul de distribuţie şi colectare a zgurei *3* ;
— alimentatorul *4*.

Pîlnia, cupa şi bazinul. Pîlnia de turnare reprezintă partea evazată din reţeaua de turnare care primeşte aliajul lichid din oală avînd următoarele funcţii :

— menţinerea unui debit constant la turnare ;
— micşorarea pierderilor de aliaj prin deversări ;
— micşorarea tendinţei de apariţie a turbioanelor la intrarea aliajului în piciorul de turnare ;
— reţinerea zgurei şi a spumei de oxizi, preîntîmpinînd intrarea acestora împreună cu aliajul lichid în reţeaua de turnare.

În figura 2.35 este prezentată pîlnia de turnare şi recomandări privind dimensionarea.

În cazul unor debite mari de aliaj se folosesc cupe de turnare (fig. 2.36). Cupele de turnare în comparaţie cu pîlniile reţin mult

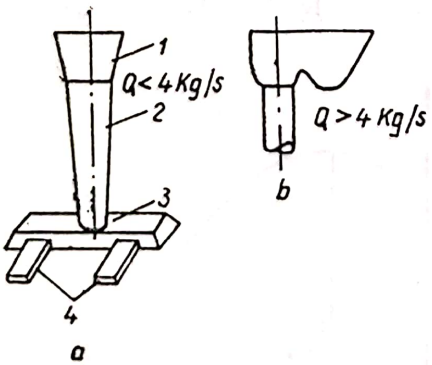


Fig. 2.34. Elementele reţelei de turnare :
a — $Q < 4$ kg/s ; *b* — $Q > 4$ kg/s ; *1* — pîlnia ; *2* — piciorul ; *3* — canalul de distribuţie ; *4* — alimentatorii.

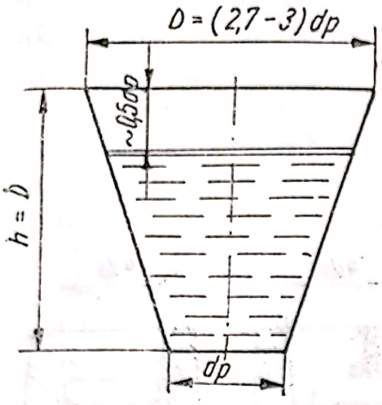


Fig. 2.35. Pîlnia de turnare.

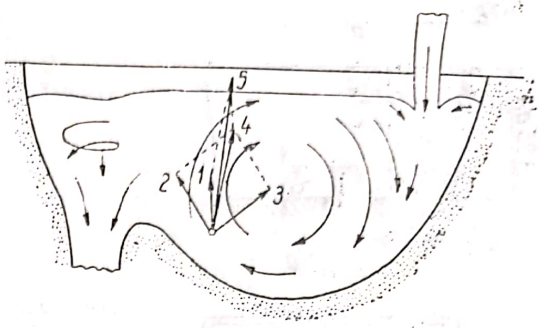


Fig. 2.36. Mișcarea aliajului în cupa de turnare :

1 — forțele de ridicare ; *2* — forțele de antrenare ; *3* — forța centrifugă ; *4* — rezultanta forțelor *2* și *3* ; *5* — rezultanta forțelor *1, 2* și *3*.

mai bine zgura. Această posibilitate de reținere a incluziunilor de zgură se bazează pe realizarea unei mișcări de rotire în jurul unei axe orizontale. Asupra fiecărei particule acționează în acest caz trei forțe după cum se constată din figura 2.36.

Cu cît procesul de turbionare va fi mai mare cu atît valoarea forțelor *2* și *3* va depăși mai mult valoarea forței *1* și particula de zgură va descrie mai repede o traiectorie în spirală ajungînd în centrul de turbionare unde va fi menținută.

Existența pragului împiedică pătrunderea zgurei din primele cantități de aliaj, în rețeaua de turnare. După ce cupa se umple, turnarea se face ținînd cupa plină dînd astfel posibilitatea separării zgurei.

În anumite condiții poate să apară un proces de turbionare în jurul axei verticale a piciorului pîlniei, proces care este foarte dăunător determinînd antrenarea zgurei și a aerului în rețea.

Formarea turbionărilor este favorizată de nivelul scăzut al aliajului lichid în cupă și de turnarea de la prea mare înălțime.

În ambele cazuri apar curenți de fund cu viteză mare, apărînd o asimetrie a vitezelor la apropierea aliajului de picior.

În vederea îmbunătățirii condițiilor de reținere a zgurei se pot folosi cupe de construcții speciale (fig. 2.37 ; fig. 2.38).

Prezența nervurilor laterale, a pragurilor și a pereților verticali separatori (fig. 2.38) determină apariția componentei verticale a vitezei evitîndu-se formarea turbioanelor în jurul axului piciorului.

Aceste construcții elimină în mare măsură efectele condițiilor de turnare. Efectul acestora se localizează în primul compartiment, iar aliajul împreună cu zgura intră în compartimentul al doilea printr-o mișcare verticală care favorizează separarea zgurei. După aceasta aliajul intră în piciorul de turnare, rotirea fiind împiedicată de nervurile verticale.

Cupele de turnare evită pierderile de aliaj prin deversări, asigură un debit constant, separă în mare parte incluziunile de zgură dar utilizarea lor determină un consum mare de aliaj.

La turnarea unor piese de greutate mare se folosesc bazine de turnare, al căror volum reprezintă 50...60% (uneori 100%) din volumul de aliaj lichid necesar pentru turnarea piesei.

Scanned with OKEN Scanner

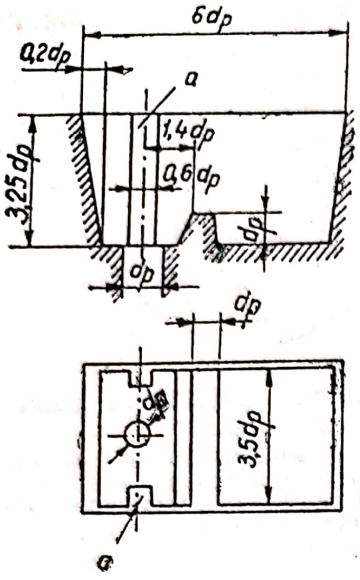


Fig. 2.37. Cupă de turnare cu nervuri laterale.

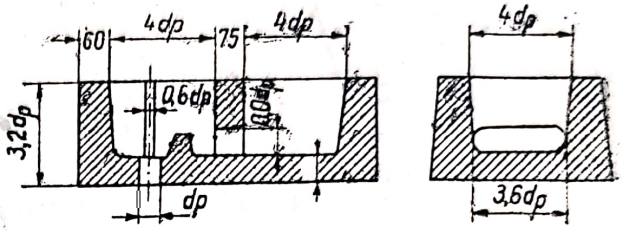


Fig. 2.38. Cupă de turnare cu prag, nervuri laterale și perete vertical separator.

Bazinele de turnare (fig. 2.39) prezintă la partea inferioară orificii care sînt închise cu un dop înainte de începerea procesului de turnare. Cînd nivelul coloanei de aliaj lichid se ridică, dopul se scoate și în felul acesta începe procesul de turnare. Prin aceasta se evită cu siguranță orice antrenare de aer sau de zgură în piciorul pîlniei de turnare.

Piciorul pîlniei, cupei sau bazinului. Piciorul de turnare reprezintă canalul vertical care face legătura între pîlnie (cupă, bazin) și canalul orizontal (de distribuție sau de colectare a zgurei). Înălțimea lui variază de la cîțiva zeci de centimetri la cîțiva metri în funcție de înălțimea piesei turnate.

Piciorul de turnare trebuie să îndeplinească trei funcții principale :

— asigurarea vitezei necesare de curgere a aliajului ;

— preîntîmpinarea apariției zonelor depresionare și deci a procesului de aspirație a aerului și a gazelor de către jetul de aliaj lichid ;

— evitarea dispersării jetului.

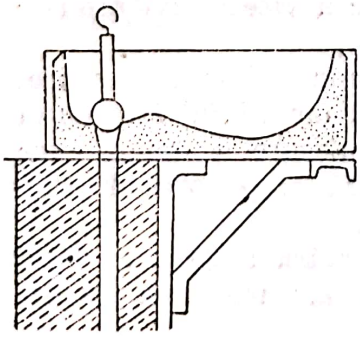


Fig. 2.39. Bazin de turnare.

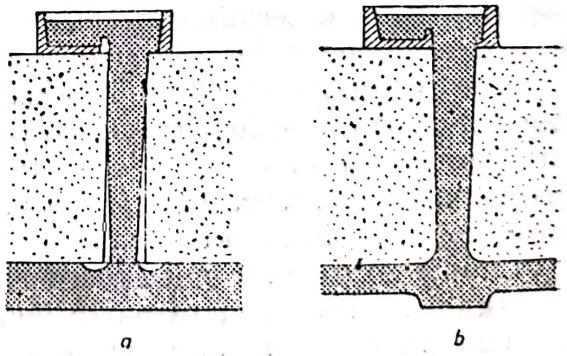


Fig. 2.40. Curgerea aliajului în picioarele de turnare :
a — cazul piciorului cilindric ; *b* — cazul piciorului tronconic.

Scanned with OKEN Scanner

Pe măsură ce cade, jetul își mărește viteza ceea ce înseamnă, conform principiului conservării masei că, secțiunea lui se micșorează.

Dacă secțiunea piciorului este constantă lichidul se desprinde la un moment dat de pereți apărînd zone depresionare în care sînt aspirate gazele din formă. Prin frecare aceste gaze sînt antrenate de jet în cavitatea formei (fig. 2.40, *a*).

În cazul formelor metalice aspirația de gaze din exterior nu mai poate avea loc. În schimb, aliajul lichid conține gaze dizolvate în cursul elaborării. Aceste gaze sînt dizolvate sub formă atomară și în contact cu vidul parțial apărut în zonele de desprindere a jetului de pereți se degajă sub formă moleculară. Ocupînd aceste zone gazele sînt antrenate de jetul de aliaj și încorporate în masa de aliaj, sub formă de bule, determinînd apariția defectelor sub formă de sufluri în piesa turnată.

Din acest motiv picioarele rețelelor de turnare se construiesc de formă tronconică urmărind astfel aproximativ variația secțiunii jetului (fig. 2.40, *b*).

Datorită frecărilor și rezistențelor hidraulice secțiunea jetului este mai mare în realitate decît secțiunea determinată prin calcule, fără coeficienți de corecție.

În practică preîntîmpinarea absorbției de gaze în picior este asigurată de o conicitate de 0,3...0,51°.

Muchiile zonelor de intrare în picior și cele ale intrării în canalul orizontal trebuie să fie rotunjite pentru a evita apariția fenomenului de contracție a jetului care duce la desprinderea a acestuia de pereți. În caz contrar apar zone depresionare cu dezavantajele arătate mai înainte.

Piciorul de turnare îndeplinește cu greu rolul de reținere a zgurei deoarece viteza de curgere a jetului este cu mult mai mare decît viteza de ascensiune a particulelor de zgură.

Deoarece rotunjirea la joncțiunea dintre picior și canalul orizontal este greu de executat, la baza piciorului se realizează o adîncitură *(călcîi)* pentru a absorbi o parte din energia cinetică a jetului și pentru a micșora absorbția de aer (fig. 2.40, *b*).

În cazul turnării aliajelor cu tendință mare de oxidare și spumare (aliajele de aluminiu și magneziu), cînd trebuie utilizate picioare cu diametre mai mari de 30 mm, se folosesc picioare de turnare subdivizate avînd secțiunea totală egală cu cea calculată (fig. 2.41, *a*).

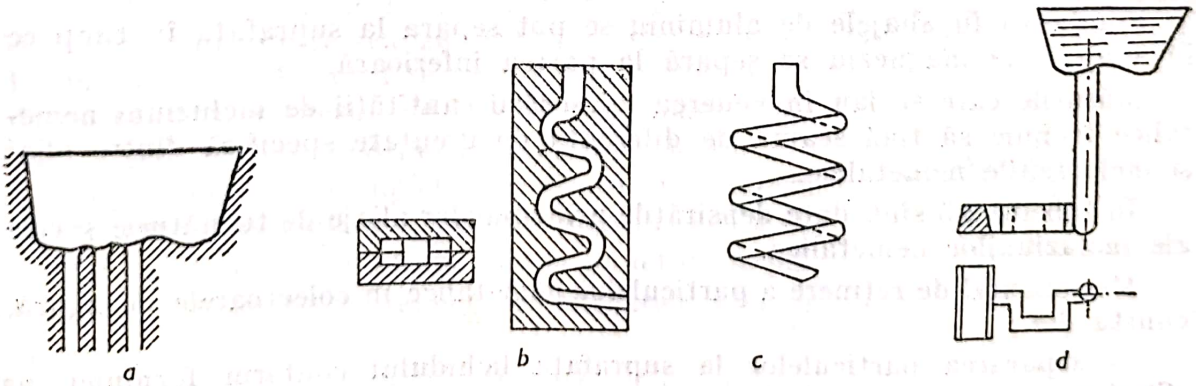


Fig. 2.41. Construcții speciale ale picioarelor de turnare în vederea micșorării vitezei de curgere:
a — picior subdivizat; *b* — picior în serpentină; *c* — picior în spirală; *d* — rezistențe locale realizate între picior și canalul orizontal.

Scanned with OKEN Scanner

Subdivizarea piciorului de turnare duce la mărirea suprafeței de contact, la creșterea procesului de frecare și deci la micșorarea forței și energiei de lovire care sînt proporționale cu secțiunea jetului. Se micșorează astfel fenomenele de turbionare și spumare, care la aceste aliaje apar cu multă ușurință. Unele pîlnii se execută cu mai multe picioare. Numărul lor nu trebuie să depășească valoarea de șase.

În anumite cazuri, mai ales la turnarea pieselor cu înălțimea mare, la care se înregistrează viteze mari de curgere, în vederea micșorării vitezei de curgere se utilizează șicane speciale sau piciorul de turnare se execută sub formă de serpetină sau spirală (fig. 2.41, *b*, *c*).

Uneori frînarea este realizată prin intercalarea unor rezistențe pe direcția curentului de aliaj între picior și canalul orizontal (fig. 2.41, *d*).

Canalul de distribuție a aliajului și de colectare a zgurei. Este un canal orizontal, care face legătura între picior și canalele de alimentare îndeplinind următoarele funcții :

— distribuirea aliajelor la diferite alimentatoare ;

— asigurarea pătrunderii liniștite a aliajului în canalele de alimentare ;

— reținerea zgurei, care eventual a putut fi antrenată de jetul de aliaj lichid, a oxizilor (spumei) și a particulelor de nisip desprinse de pe pereții canalelor de turnare.

Un rol deosebit joacă canalul de distribuție în eliminarea particulelor nemetalice care se găsesc în aliajul lichid.

Acestea pot fi împărțite în două mari grupe :

Impurități și incluziuni de nisip, care reprezintă particule de zgură, fondanți și produse rezultate din distrugerea căptușelilor și formelor. Dimensiunile acestor particule variază de la 1 mm la cîțiva centimetri.

Incluziuni nemetalice, care reprezintă produse de interacțiune ale componentelor aliajului cu atmosfera. Dimensiunile acestor incluziuni sînt de ordinul micronilor, aceste particule neputînd fi reținute în rețelele de turnare.

În aliajele grele de turnătorie (pe bază de Fe, Cu, Ti), greutățile specifice ale zgurilor, fondanților și oxizilor sînt mai mici decît cele ale aliajelor, particulele nemetalice putîndu-se separa la suprafața coloanei de aliaj lichid.

În cazul aliajelor ușoare (pe bază de Al și Mg), oxizii fondanți au greutăți specifice mai mari decît greutățile specifice ale aliajelor și de aceea se separă la partea inferioară a coloanei de aliaj lichid (o excepție o constituie oxizii de sodiu, care se formează în timpul modificării aliajelor de Al).

Fondanții în aliajele de aluminiu se pot separa la suprafață în timp ce în aliajele de magneziu se separă la partea inferioară.

Măsurile care se iau în vederea micșorării cantității de incluziuni nemetalice trebuie să țină seama de diferența de greutate specifică dintre aliaj și incluziunile nemetalice.

În tabelul 2.3 sînt date densitățile principalelor aliaje de turnătorie și cele ale incluziunilor nemetalice.

Mecanismul de reținere a particulelor nemetalice în colectoarele de zgură, constă din :

— separarea particulelor la suprafața lichidului conform formulei lui *Stockes* ;

— separarea particulelor prin aplicarea unor forțe centrifuge ;

— reținerea mecanică a particulelor în filtre.

Scanned with OKEN Scanner

Tabelul 2.3

Densitățile principalelor aliaje de turnătorie și ale incluziunilor nemetalice

Elemente de bază ale aliajelor	Densitatea, în g/cm³		
	Elementul de bază	Zgura sau fondantul	Oxizii componentelor aliajelor
Fier	6,8	Zgura : 2,5...3,5	FeO : 5,7 Fe_3O_4 : 5,1 Fe_2O_3 : 5,2 SiO_2 : 2,3 Cr_2O_3 : 5,2
Cupru	8,0	Fondant : 2,5...4	Cu_2O : 6,0 CuO : 6,4 Al_2O_3 : 4,9 SnO_2 : 6,9
Titan	4,1	—	TiO_2 : 3,8
Aluminiu	2,4	Fondant : 1,6...2,1	Al_2O_3 : 3,9 MgO : 3,6 Na_2O : 2,3
Magneziu	1,5	Fondant : 1,5...2,5	MgO : 3,6 Al_2O_3 : 3,9

În cazul aplicării legii lui *Stockes* particulele de zgură trebuie să aibă timpul necesar pentru a se ridica la suprafață în timpul cît aliajul parcurge lungimea canalului orizontal de la picior la primul alimentator. Pentru aceasta este necesar ca viteza de ascensiune a particulei să fie mai mare decît viteza orizontală de curgere a jetului. Deoarece viteza de ascensiune este determinată de dimensiunile particulelor rezultă că în colectorul de zgură nu se pot separa decît particulele cu dimensiuni mari. Pentru realizarea unei viteze scăzute de curgere în direcția orizontală este necesar ca secțiunea colectoarelor de zgură să fie mai mare decît secțiunea piciorului de turnare, deci $S_{cz} \gg S_p$.

La începutul turnării viteza de pătrundere a aliajelor în alimentatoare este mică putîndu-se realiza separarea incluziunilor, la suprafața lichidului. Pe măsură ce colectorul se umple (fig. 2.42), viteza de pătrundere v crește de la zero la valoare egală $v = \sqrt{2gh}$, h fiind înălțimea canalului colector.

După umplerea completă a colectorului, viteza crește brusc ajungînd la o valoare maximă egală cu $\sqrt{28H}$ unde H este înălțimea de la punctul de pătrundere a aliajului în rețeaua de turnare la nivelul alimentatorului.

În cazul aliajelor feroase, particulele cu dimensiuni mai mari de 1 mm au o viteză de ascensiune atît de mare încît decantarea lor este posibilă chiar

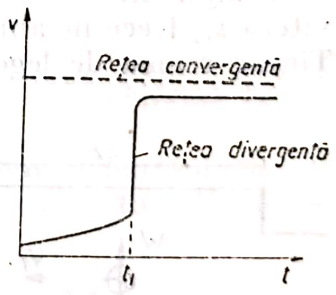


Fig. 2.42. Variația vitezei de pătrundere a aliajelor în alimentatoare.

și în cazul curgerii turbulente. În acest caz pentru calcularea vitezei de decantare se folosește relația :

$$w = 1{,}15 \sqrt{\frac{g}{c}\left(\frac{\rho_m - \rho_{zg}}{\rho_m}\right) d}, \qquad (2.30)$$

în care : ρ_m și ρ_{zg} sînt densitățile aliajului respectiv a zgurei ;
d — diametrul particulelor ;
g — accelerația gravitațională ;
c — coeficient care este în funcție de numărul *Reynolds* și de raportul dintre dimensiunile particulelor și colectorului în care are loc decantarea. În majoritatea cazurilor acest coeficient poate fi considerat egal cu unitatea.

În cazul curgerii turbulente, în afara componentei orizontale v_0 a viteze apare și o componentă verticală v_v datorită caracterului turbionar al curgerii care poate fi orientată în sus sau în jos.

Mărimea componentei verticale v_v este proporțională cu cea a componentei orizontale :

$$v_v = \beta \cdot v_1,$$

în care : β este coeficient de proporționalitate ($\beta = 0{,}2$).

În concluzie traiectoria de deplasare a incluziunilor nemetalice este determinată de viteza de ascensiune, de viteza orizontală medie și de componența verticală a vitezei, care apare la curgerea în regim turbulent.

În condițiile cele mai nefavorabile de curgere, componenta verticală este orientată în jos. Dacă se notează lungimea colectorului de zgură cu L_{cz} și înălțimea lui cu h_{cz} atunci condiția necesară pentru ca separarea particulelor să aibă loc, este dată de relația :

$$\frac{L_{cz}}{v_0} \geqslant \frac{h_{cz}}{w - \beta v_1}.$$

Dacă viteza jetului este mare și viteza de decantare este mică, particulele de zgură vor fi cuprinse în jetul de aliaj lichid și vor intra în alimentatoare.

Pentru determinarea dimensiunilor colectorului de zgură, care să asigure reținerea particulelor cu diametru minim se folosește schema din figura 2.43.

Aliajul din colectorul de zgură care are secțiunea F_{cz} și care curge cu viteza v_{cz} trece în alimentatorul de secțiune F_a în care va curge cu viteza v_a. Ținînd seama de legea continuității jetului se poate scrie că :

$$\frac{F_{cz}}{F_a} = \frac{v_a}{v_{cz}}.$$

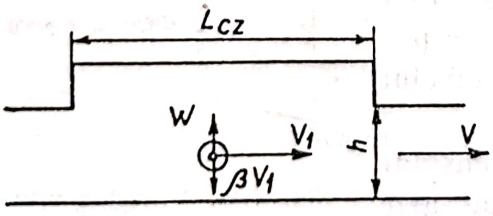


Fig. 2.43. Schema de calcul a dimensiunilor colectorului de zgură.

Viteza de curgere a aliajelor prin alimentatoare poate fi determinată prin relația :

$$v_a = \frac{G}{\rho \cdot F_a \cdot t} \text{ [m/s]}. \qquad (2.31)$$

Scanned with OKEN Scanner

în care : G este masa piesei turnate, în kg ;
ρ — densitatea aliajului, în kg/m^3 ;
t — durata de umplere a formei, determinată pe bază de considerații tehnologice, în s.

Viteza de curgere în colectorul de zgură trebuie să fie de așa natură, încît jetul de aliaj să nu antreneze particulele care deja au fost decantate la suprafața lui. Acest lucru este posibil numai dacă viteza jetului nu depășește o anumită valoare critică. S-a stabilit că această viteză nu trebuie să fie mai mare de 0,40 m/s. Dacă notăm cu $v_{cz(critică)}$ — viteza critică, atunci relația dintre secțiunea colectorului de zgură și cea a alimentatorului, secțiuni care corespund condițiilor de reținere a particulelor de zgură, va fi următoarea :

$$\frac{F_{cz}}{F_a} = \frac{G^{\frac{1}{6}}}{\rho \cdot F_a \cdot \sqrt{v_{cz\,(critică)}}} \cdot \tag{2.32}$$

Înălțimea colectorului de zgură se poate determina cu relația :

$$h_{cz} = \sqrt[3]{\frac{Q^2}{g \cdot B^2}} = \sqrt[3]{\frac{v_{cz}^2 \cdot F_{cz}}{g \cdot B^2}}, \tag{2.33}$$

în care : Q este debitul de aliaj în colectorul de zgură, în kg/s ;

B — lățimea colectorului în cazul unui canal de secțiune trapezoidală $B = \frac{a+b}{2}$, în care a și b reprezintă dimensiunile părții superioare și inferioare ale trapezului.

Ținînd seama că :

$$F_{cz} = h_{cz}(a + b)/2$$

Rezultă :

$$h_{cz} = \frac{v_{cz}^2}{g} \cdot$$

Pentru asigurarea decantării particulelor de zgură la începutul procesului de turnare este necesar ca înălțimea h_{cz} să fie mai mare decît înălțimea alimentatorului h_a, deci :

$$h_a < \frac{v_{cz\ max}^2}{g}, \tag{2.34}$$

în care : $v_{cz\ max}$ este viteza maximă de curgere a jetului în colector la începutul perioadei de turnare.

Eficiența în ceea ce privește capacitatea de reținere a particulelor de zgură în dreptul alimentatorului depinde de mărimea următoarelor forțe (fig. 2.44) care acționează asupra particulelor :

— forța de ascensiune ;
— forța de antrenare de către jet ;
— forța de absorbție în alimentator.

Scanned with OKEN Scanner

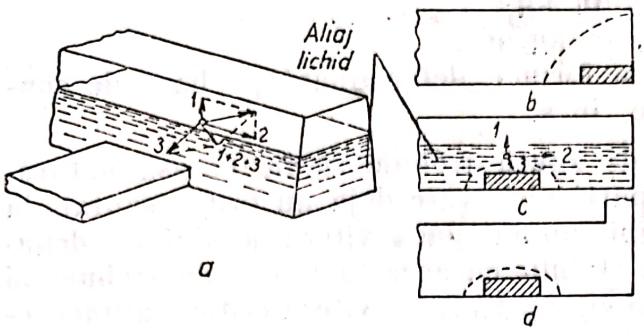


Fig. 2.44. Amplasarea alimentatorului față de capătul colectorului :

a — forțele care acționează asupra particulelor de zgură în canalul colector orizontal (*a*) ; *1* — forța de ascensiune ; *2* — forța de antrenare de către jet ; *3* — forța de absorbție în alimentator ; *1+2+3* — rezultanta celor trei forțe ; *b* — alimentatorul este amplasat la capătul colectorului de zgură (capacitate mare de absorbție) ; *c* — alimentatorul este amplasat înainte de capătul colectorului de zgură (capacitate mică de absorbție) ; *d* — alimentatorul este situat înainte de capătul colectorului de zgură, care este prevăzut cu un canal de aerisire (capacitate foarte mică de absorbție).

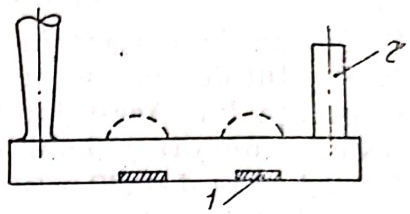


Fig. 2.45. Colector de zgură cu răsuflător și spații pentru separarea zgurei.

Atît timp cît forțele *1* și *2* sînt mai mari decît forța *3* nu există pericolul pătrunderii particulelor de zgură în alimentator. Deoarece asupra forței *1* nu se poate influența se acționează asupra forței *2* în sensul măririi acesteia.

În cazul în care alimentatorul este situat la capătul colectorului de zgură (fig. 2.44, *b*) forța *2* este foarte mică, iar capacitatea de absorbție a alimentatorului este mare. Dacă alimentatorul se amplasează la o distanță cît mai mare de capătul colectorului forța *2* are o valoare mai mare în dreptul alimentatorului — capacitatea de absorbție a acestuia scăzînd corespunzător.

Pentru intensificarea procesului de separare a zgurei, la capătul colectorului se poate prevedea un canal vertical de aerisire în care zgura este împinsă în sus pe măsură ce nivelul de aliaj lichid din formă crește. În plus se pot crea spații pentru acumularea zgurei deasupra punctelor de plecare a alimentatoarelor (fig. 2.45).

Reținerea zgurei se poate realiza și cu ajutorul unor colectoare de zgură centrifugale (fig. 2.46).

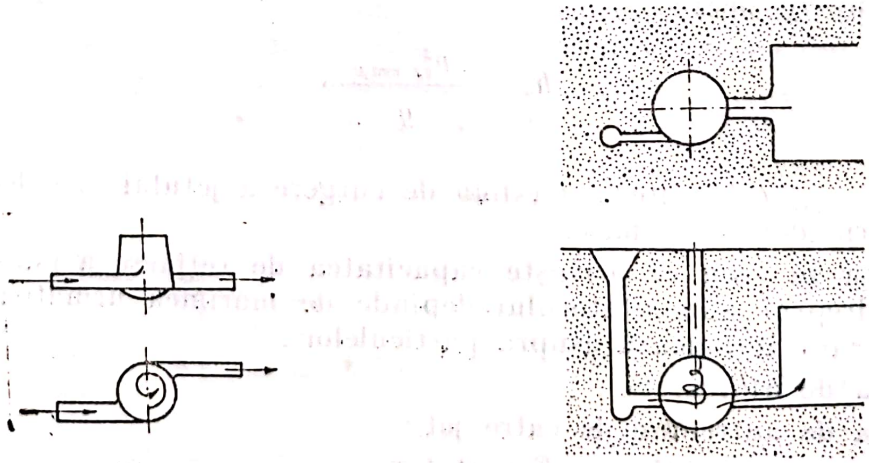


Fig. 2.46. Colectoare de zgură centrifugale.

Scanned with OKEN Scanner

Forța centrifugă care apare, determină separarea zgurei de aliaj. Zgura, avînd densitatea mai mică decît cea a aliajului se va deplasa spre centrul colectorului și ridicîndu-se se va colecta într-un spațiu special creat pentru aceasta.

Colectoarele centrifugale pot fi utilizate doar atunci cînd există o diferență importantă între densitatea particulelor de zgură și cea a aliajului.

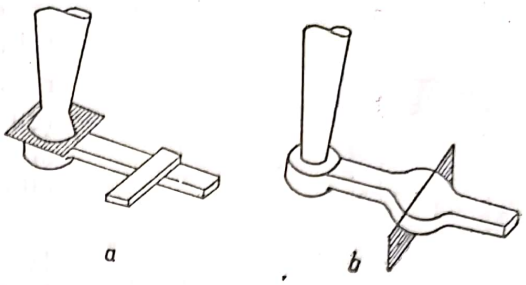


Fig. 2.47. Rețele de turnare cu filtru pentru reținerea zgurei montat la baza piciorului (*a*) și în canalul de distribuție (*b*).

Zgura mai poate fi reținută și mecanic folosind colectoare de zgură zimțate sau filtre. Filtrele pot fi executate din amestecuri de formare sau din tablă subțire perforată (în funcție de natura aliajului) și se pot așeza la intrarea în picior, la ieșirea din picior sau perpendicular pe canalul de distribuție (fig. 2.47).

În cazul aliajelor de Al și Mg canalele orizontale sînt simple canale de distribuție, deoarece densitatea incluziunilor este apropiată de cea a aliajului.

Alimentatoarele. Alimentatoarele reprezintă canalele care fac legătura între colectorul de zgură și cavitatea formei. Pentru a evita efectul negativ al solidificării aliajului în aceste canale, lungimea lor se alege minimă. Din același punct de vedere secțiunea cea mai avantajoasă este cea rotundă. Însă acest tip de secțiune se întrebuințează mai puțin datorită dificultăților de execuție.

În practică se folosesc următoarele tipuri de secțiuni ;

— secțiuni dreptunghiulare, pentru aliaje de Al și Mg ;

— secțiuni triunghiulare și trapezoidale, pentru oțel, fontă, bronz, alamă ;

— secțiuni circulare, pentru bronzuri și alame.

Secțiunea alimentatorului trebuie să crească dinspre colector spre cavitatea formei pentru a reduce viteza de intrare a aliajului lichid în cavitatea formei.

Cînd secțiunea alimentatorului este apropiată ca mărime de grosimea peretelui piesei unde se face alimentarea, apare pericolul ruperii unei părți din piesă la detașarea rețelei de alimentare. Pentru prevenirea acestui lucru se folosește un număr mai mare de alimentatoare avînd secțiuni mai mici. De asemenea, se practică un intrînd în alimentator înainte de intrarea în cavitatea formei, care permite o desprindere mai ușoară a rețelei.

2.4.2. TIPURI DE REȚELE DE TURNARE

După oxidabilitatea aliajelor care se toarnă, rețelele se împart în două categorii :

— rețele pentru aliaje cu oxidabilitate redusă numite și *rețele convergente ;*

— rețele pentru aliaje cu oxidabilitate ridicată numite și *rețele divergente.*

Denumirile de convergent și divergent sînt în legătură cu secțiunile canalelor rețelelor și anume :

— la rețelele convergente secțiunile descresc de la picior la alimentator ;

— la rețelele divergente secțiunile cresc de la picior la alimentator.

Scanned with OKEN Scanner

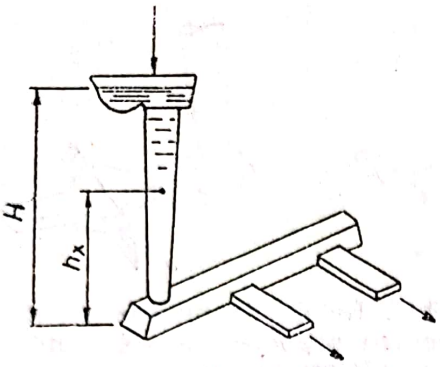


Fig. 2.48. Rețea convergentă.

a. *Rețele convergente.* Acest tip de rețele se folosește la turnarea aliajelor cu oxidabilitate redusă cum ar fi fontele, oțelurile, alamele (cu excepția alamelor cu siliciu și cu aluminiu) și a bronzurilor (cu excepția bronzurilor cu siliciu, aluminiu, beriliu și mangan).

În figura 2.48 este prezentată o rețea de turnare convergentă cu două alimentatoare. Notînd cu *Sp*, *Sc* și *Sa* ariile secțiunii piciorului (la bază) a colectorului și alimentatorului, în cazul unei rețele convergente se poate scrie:

$$Sp > Sc > Sa.$$

Între aceste mărimi există anumite rapoarte (rapoarte caracteristice) determinate în urma experiențelor făcute, prin care s-a urmărit ca rețeaua de turnare să-și îndeplinească cel mai bine funcțiile pe care le are.

La proiectarea rețelelor convergente se recomandă următoarele rapoarte caracteristice:

La turnarea fontei

— pentru piese importante mari: $Sp : Sc : Sa := 2 : 1{,}5 : 1$;
— pentru piese neimportante mari: $Sp : Sc : Sa = 1{,}4 : 1{,}2 : 1$;
— pentru piese mici și mijlocii: $Sp : Sc : Sa = 1{,}15 : 1{,}1 : 1$;
— pentru piese mici, cu pereți subțiri: $Sp : Sc : Sa = 1{,}1 : 1{,}06 : 1$;

La turnarea pieselor din oțel: $Sp : Sc : Sa = 1{,}6 : 1{,}3 : 1$.

La turnarea pieselor din bronzuri; alame și zinc $Sp : Sc : Sa = 2 : 1{,}5 : 1$.

Secțiunea cea mai mică a rețelelor convergente este secțiunea alimentatoarelor și deci aliajul stă sub presiunea coloanei din picior pe tot traseul rețelei. Din acest motiv rețelele convergente se mai numesc *rețele strangulate la alimentatoare* sau *rețele sub presiune.*

Avantajele rețelelor convergente sînt următoarele:

— rețeaua fiind sub presiune sînt excluse zonele depresionare, care generează aspirația de gaze și turbionările;

— secțiunea minimă, fiind la alimentatoare, rețeaua poate fi ținută plină de la începutul turnării, realizîndu-se condiții optime pentru reținerea zgurei în cupă;

— în cazul unui număr mai mare de alimentatoare cu secțiuni egale, debitul de aliaj lichid este același prin fiecare.

Dezavantajul rețelelor convergente este acela că aliajul intră în cavitatea formei cu viteză mare, putînd provoca aici turbionări importante și efecte de eroziune. Acest dezavantaj poate fi micșorat prin alegerea punctului optim de atac și prin dirijarea corespunzătoare a jetului la intrarea în cavitatea formei.

b. *Rețele divergente.* Rețelele divergente se folosesc la turnarea aliajelor cu oxidabilitate ridicată, cum sînt aliajele grele — bronzurile și alamele care conțin ca elemente de aliere Si, Al, Be, Mn și aliajele ușoare pe bază de aluminiu sau magneziu.

În cazul turnării acestor aliaje se urmărește ca lichidul să pătrundă liniștit în cavitatea formei pentru a evita apariția fenomenelor de turbionare, oxidare și spumare.

Pentru diferitele tipuri de aliaje se aleg următoarele rapoarte caracteristice.

Scanned with OKEN Scanner

La turnarea aliajelor ușoare pe bază de aluminiu sau magneziu : $Sp : Sc : Sa = 1 : 3 : 3$, mergînd pînă la $Sp : Sc : Sa = 1 : 6 : 6$.

La turnarea aliajelor grele, aliate cu Al, Si, Be, Mn :

$Sp : Sc : Sa = 1{,}25 : 1{,}5 : 1$;

$Sp : Sc : Sa = 1 : 2{,}5 : 1$;

$Sp : Sc : Sa = 0{,}8 : 2{,}5 : 1$.

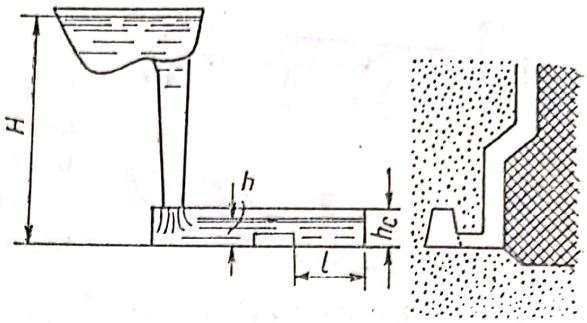


Fig. 2.49. Rețea divergentă.

În cazul aliajelor grele intrarea liniștită în formă se realizează prin mărirea secțiunii colectorului față de secțiunea piciorului la bază, secțiunea alimentatorului fiind aproximativ egală cu cea a piciorului. În figura 2.49 este reprezentată o astfel de rețea.

Deoarece secțiunea colectorului este mai mare acest canal nu este plin de la început. Viteza de intrare a aliajului în formă este funcție de înălțimea atinsă de lichid în colector. Numai după ce colectorul se umple intră în acțiune presiunea statică dată de înălțimea H. Din acest moment viteza de intrare devine :

$$v = \sqrt{2g(H - x)}, \tag{2.35}$$

în care x este înălțimea coloanei de aliaj lichid în formă.

Prin urmare, viteza de pătrundere a aliajului în cavitatea formei este mică la început pentru ca apoi să crească. Această creștere a vitezei nu este dăunătoare deoarece are loc după ce o cantitate de aliaj a intrat deja în cavitatea formei.

În cazul aliajelor pe bază de aluminiu și magneziu este și mai important ca viteza de intrare în cavitatea formei să fie mică. Acest lucru se realizează prin mărirea secțiunii colectorului dar și prin mărirea secțiunii alimentatorului. Pentru a împiedica pătrunderea oxizilor și eventuala spumă care s-ar putea forma la intrarea primei porțiuni de aliaj lichid în rețea, canalul de distribuție se prelungește cu o lungime l dincolo de ultimul alimentator, iar canalele de alimentare se plasează la partea de sus a canalului de distribuție ca în figura 2.50.

Astfel prima porțiune de aliaj, care este impurificat intră în prelungirea l a canalului. Secțiunea alimentatorului (alimentatoarelor) fiind de trei pînă la

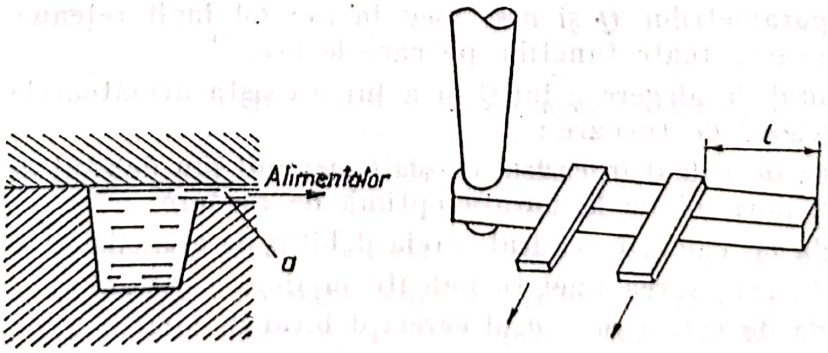


Fig. 2.50. Rețea folosită la turnarea aliajelor ușoare.

Scanned with OKEN Scanner

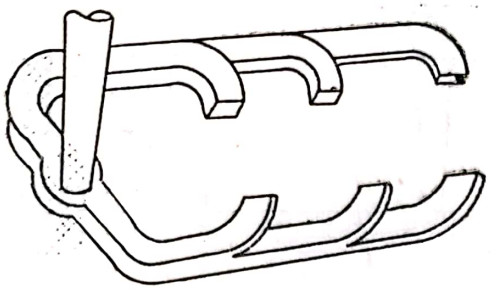


Fig. 2.51. Canal de distribuție cu alimentatoare de secțiune variabilă, folosit la turnarea aliajelor ușoare.

șase ori mai mare decît secțiunea piciorului la bază, viteza de intrare în formă este de trei pînă la șase ori mai mică decît viteza de la baza piciorului și această situație se menține în tot timpul umplerii formei.

Rețelele divergente prezintă însă următoarele dezavantaje :

— determină un consum mai mare de aliaj lichid ca urmare a dimensiunilor mai mari ale canalelor de distribuție și ale alimentatoarelor ;

— în cazul rețelelor cu mai multe alimentatoare se obține o neuniformitate a debitelor în sensul că la secțiuni egale ale canalelor de alimentare debitul crește cu cît aceste canale sînt mai îndepărtate de picior. Explicația constă în faptul că datorită inerției, curentul de aliaj lichid înaintează prin canal și energia lui cinetică se transformă în energie potențială abia la capătul canalului de distribuție. Acest neajuns se poate îndepărta prin micșorarea secțiunilor alimentatoarelor mai îndepărtate de picior, ca în figura 2.51.

2.4.3. CALCULUL REȚELELOR DE TURNARE

Calculul rețelelor de turnare constă în determinarea secțiunii minime a rețelei (secțiunea alimentatorului la rețelele convergente și secțiunea piciorului la bază la rețelele divergente și se face astfel încît să se asigure un timp optim de umplere a formei.

Secțiunea minimă a rețelei de turnare se calculează cu formula :

$$S_{min} = \frac{Q}{v},$$

în care : S_{min} este secțiunea transversală minimă a rețelei ;
Q — debitul de aliaj lichid ;
v — viteza reală de curgere prin secțiunea minimă.

Viteza v se determină cu relația 2.21, în care H este înălțimea dintre nivelul cel mai de sus al relației de turnare și nivelul secțiunii în care se calculează viteza.

Valorile parametrilor Q și v se aleg în așa fel încît rețeaua de turnare să-și îndeplinească toate funcțiile pe care le are.

După modul de alegere a lui Q și a lui v există următoarele metode de calcul al rețelelor de turnare :

— metoda de calcul în cadrul căreia consumul sau debitul de aliaj lichid se determină pornind de la durata optimă de turnare.

— metoda de calcul în cadrul căreia debitul de aliaj lichid se determină pornind de la asigurarea unei turbulențe minime a jetului ;

— metoda de calcul în cadrul căreia debitul de aliaj lichid se determină pornind de la condițiile de umplere a formei.

Scanned with OKEN Scanner

Durata optimă de umplere, este acea durată care asigură cea mai bună calitate a piesei turnate. Acest timp optim se determină ținînd cont de necesitatea satisfacerii următoarelor inegalități :

$t_{optim} > t_1$;

$t_{optim} < t_2$;

$t_{optim} < t_3$;

în care : t_1 este durata minimă admisă, la care gazele pot fi îndepărtate din cavitatea formei ;

t_2 — durata maximă admisă, la care nu se formează defecte de neumplere ;

t_3 — durata maximă admisă, la care nu se formează defecte de suprafață ca urmare a apariției produselor de interacțiune termică între aliaj și materialul formei.

În practică, durata optimă de turnare se stabilește cu ajutorul unor formule empirice sau semiempirice.

Relația cea mai des folosită pune în corelație această durată cu masa piesei turnate și anume :

$$t_{optim} = AM^n \quad [s],$$

în care : A și n sînt coeficienți care variază în limite largi în funcție de caracteristicile specifice fiecărei turnări ;

M — masa piesei turnate, în kg.

În tabelul 2.4 sînt date cîteva valori ale coeficienților A și n, propuse de diferiți autori.

Tabelul 2.4

Valoarea coeficienților A și n după diferiți autori

A	n	Aliajul
1,63...2,2	0,5	Fontă
1,5 ...2,35	0,5	Oțel
1,11	0,5	Oțel
1,00...1,35	0,417	Oțel
3,7	0,38	Fontă
2,4	0,387	Aliaje de aluminiu turnate în forme din amestec
0,06	0,717	Aliaje de aluminiu turnate în forme metalice

Obs. Pentru valorile $A = 0{,}06$ și $n = 0{,}717$ masa piesei turnate trebuie exprimată în grame.

Altă relație pune în corelație durata optimă de turnare t_{optim} cu grosimea medie a peretelui piesei d_p și masa piesei turnate M :

$$t_{optim} = Bd_p^m \cdot M^n \quad [s]. \qquad (2.36)$$

Valorile coeficienților B, m și n date de diferiți autori sînt prezentate în tabelul 2.5.

Tabelul 2.5

Valorile coeficientului B, m, n după diferiți autori

B	m	n	Aliajul
2,0	0,334	0,334	Fontă
1,7...3,0	0,334	0,334	Aliaj de aluminiu turnat în forme din amestec
2,2...4,0	0,334	0,334	Aliaj de aluminiu turnat în forme metalice
2,3...4,5	0,334	0,334	Aliaj de magneziu turnat în forme din amestec
2,3...4,4	0,334	0,334	Aliaj de magneziu turnat în forme metalice
1,25	0,35	0,35	Aliaj de aluminiu turnat în forme din amestec
0,025	1,0	0,68	Aliaj de aluminiu turnat în forme metalice

Obs. Pentru valorile $B = 0{,}025$, $n = 0{,}68$ și $m = 1{,}0$ masa piesei turnate trebuie exprimată în grame.

În literatura de specialitate apar și alte relații asemănătoare celor prezentate.

Determinarea duratei optime de turnare, reale, trebuie să țină seama de factorii hidraulici și fizico-chimici care caracterizează procesul complex al umplerii formelor cu anumite aliaje și care influențează direct asupra calității pieselor turnate.

După determinarea timpului optim de umplere, t_{optim} secțiunea minimă S_{min} a rețelei se calculează cu relația :

$$S_{min} = \frac{M}{t_{optim} \cdot v_{optim} \cdot \rho} \quad [m^2], \qquad (2.37)$$

în care : M este masa piesei turnate, în kg ;

v_{optim} — viteza optimă de curgere a aliajului prin secțiunea minimă, care să asigure o intrare liniștită a lichidului în cavitatea formei, în m/s ;

ρ — densitatea aliajului turnat, în kg/m^3.

Celelalte suprafețe ale secțiunilor principalelor elemente ale rețelei de turnare se stabilesc cu ajutorul rapoartelor caracteristice.

La baza următoarei metode stă condiția *asigurării umplerii formei cu viteze de curgere care să se încadreze în regimul laminar sau semilaminar* și care să excludă deci apariția fenomenelor de turbionare, oxidare și spumare.

Viteza jetului nu trebuie să depășească valoarea maximă calculată din relația *Reynolds* :

$$v_{max} = \frac{Re \cdot \nu}{4r}$$

în care : *Re* este cifra *Reynolds* a jetului de aliaj lichid la curgerea lui în cavitatea formei ;

ν — viscozitatea cinematică ;

r — raza hidraulică.

În tabelul 2.6 sînt date valorile maxime admise ale cifrei *Reynolds* precum și ale produsului ($v_{max}r$) determinate experimental și calculate în cazul turnării aliajelor neferoase cu oxidabilitate ridicată.

Tabelul 2.6

Valorile maxime admise ale cifrei Reynolds și ale produsului $v_{max} \cdot r$

Elementul din rețeaua de turnare	Re_{max}	Re_{max}	$V_{max} \cdot r = \frac{Re_{max} \cdot \upsilon}{4}$	
	Experimental	Calculat	Experimental	Calculat
Piciorul pîlniei de turnare	43 500	48 300	65,25	72,5
Colectorul	28 000	33 800	42,0	50,75
Alimentatorul	7 800	5 300	11,7	7,96
Cavitatea formei simplă	2 600	1 350	3,9	—
complexă	780	—	1,17	2,03

Cunoscînd valoarea lui v_{max} se poate determina mărimea maximă admisă a debitului de aliaj la începutul procesului de turnare :

$$Q = v_{max} \cdot S_f = \frac{(1{,}2 \ldots 3{,}9)\, S_f}{r_f};$$

$$Q = (1{,}2 - 3{,}9) \cdot P_f,$$

în care : Q este debitul de aliaj lichid care pătrunde în cavitatea formei și deci care curge prin rețeaua de turnare ;

S_f, r_f, P_f — suprafața secțiunii transversale a cavității formei, raza hidraulică și respectiv perimetrul acestei secțiuni.

Viteza în piciorul de turnare se poate calcula cu formula :

$$v_p = \mu \sqrt{2gh_p}$$

în care : h_p este înălțimea piciorului de turnare.

Pornind de la aceste date se determină suprafața secțiunii piciorului folosind relația

$$S_p = \frac{Q}{v_p}.$$

Scanned with OKEN Scanner

Viteza reală a jetului de aliaj în piciorul de turnare v_p, în colector v_c şi în alimentator v_a nu trebuie să depăşească valorile maxime determinate experimental cu relaţia lui *Reynolds* şi anume :

— pentru piciorul pîlniei de turnare :

$$v_{p\ max} = \frac{Re_p \cdot \nu}{4r_p} \leqslant \frac{65}{r_p};$$

— pentru colector :

$$v_{c\ max} = \frac{Re_c \nu}{4r_c} \leqslant \frac{42}{r_c};$$

— pentru alimentator :

$$v_{a\ max} = \frac{Re_a \nu}{4r_a} \leqslant \frac{12}{r_a}.$$

în care : Re_p, Re_c şi Re_a sînt valorile maxime admisibile ale cifrei Reynolds în piciorul de turnare, în colector şi în alimentator ;

r_p, r_c şi r_a — razele hidraulice ale acestor canale.

Pentru obţinerea condiţiilor exprimate mai sus se acţionează asupra vitezelor de curgere şi asupra razelor hidraulice.

În cazul metodei de calcul care are la bază *condiţiile de umplere a formei* se determină cu ajutorul formulelor, diagramelor şi tabelelor, valoarea minimă admisă a vitezei de ridicare a coloanei de lichid în formă $v_{f\ min}$, la care nu apar părţi neumplute şi reprize.

Se calculează apoi debitul minim admis :

$$Q_{f\ min} = S_f \cdot v_{f\ min},$$

în care : S_f este secţiunea transversală a cavităţii formei.

În continuare se stabileşte suprafaţa secţiunii transversale a piciorului folosind relaţia :

$$S_p = \frac{Q_{f\ min}}{v_p},$$

în care : v_p este viteza de curgere a aliajului în picior.

Viteza v_p şi vitezele în celelalte canale ale reţelei se reglează în limite admisibile prin intermediul rezistenţelor hidraulice. Valoarea S_f se determină în funcţie de grosimea pereţilor şi configuraţia piesei turnate.

În cazul pieselor cu pereţi groşi, compacte sau piese cu grosime constantă pe înălţime şi cu suprafaţa secţiunii transversale constantă se calculează o valoare medie $S_{f\ med}$ folosind relaţia :

$$S_{f\ med} = \frac{M}{\rho h_p},$$

în care : M este masa piesei turnate ;

ρ — densitatea aliajului ;

h_p — înălţimea piesei turnate.

Scanned with OKEN Scanner

În cazul pieselor cu pereți subțiri și configurație complicată se ia în considerare suprafața secțiunii formei unde există posibilitatea cea mai mare de apariție a părților neumplute și a reprizelor. O astfel de secțiune poate fi secțiunea maximă orizontală a formei, secțiunea minimă de perete sau secțiunea unde acționează o presiune metalostatică minimă.

Această metodă de calcul al rețelelor de turnare asigură condiția de umplere a formei și în același timp condiția de realizare a unui regim laminar de curgere a aliajului lichid în formă.

2.5. CURGEREA ALIAJELOR ÎN CAVITATEA FORMEI

2.5.1. METODE DE INTRODUCERE A ALIAJELOR ÎN CAVITATEA FORMEI

Stadiul de curgere a aliajului lichid în cavitatea formei este ultimul și în același timp cel mai important, deoarece de el depinde în final calitatea piesei turnate (gradul de puritate și gradul de compactitate al acesteia).

Dinamica jetului de aliaj lichid în cavitatea formei depinde de viteza de intrare a aliajului din alimentator în cavitatea formei, de direcția jetului, de înălțimea de cădere a acestuia precum și de configurația cavității formei. Acești factori depind de modul de introducere a aliajului în cavitatea formei, adică de poziția alimentatorului (alimentatoarelor) față de această cavitate.

Introducerea aliajului lichid în cavitatea formei se poate face în diverse moduri, reprezentate schematic în figura 2.52 :

— introducerea într-un punct de la partea superioară a cavității formei (turnarea directă sau în cădere) figura 2.52, *a* ;

— introducerea într-un punct la partea inferioară a cavității formei (turnare indirectă sau turnarea în sifon) figura 2.52, *b* ;

— introducerea într-un punct intermediar situat pe înălțimea cavității formei (turnarea intermediară) figura 2.52, *c* ;

— introducerea în mai multe puncte situate pe înălțimea cavității formei (turnarea cu rețea etajată) figura 2.52, *d* ;

— introducerea pe toată înălțimea cavității formei (turnarea în fantă), figura 2.52, *e*.

Fiecare din aceste metode au avantaje și dezavantaje datorită fenomenelor care apar.

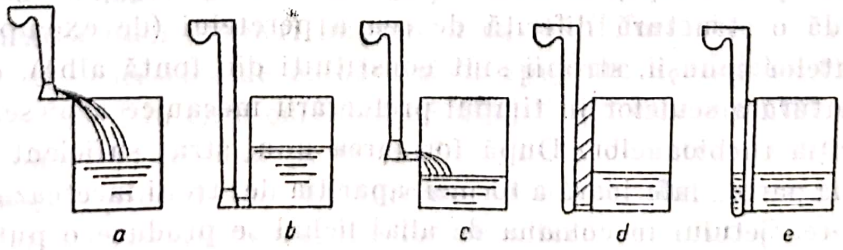


Fig. 2.52. Metode de introducere a aliajului lichid în cavitatea formei.

Scanned with OKEN Scanner

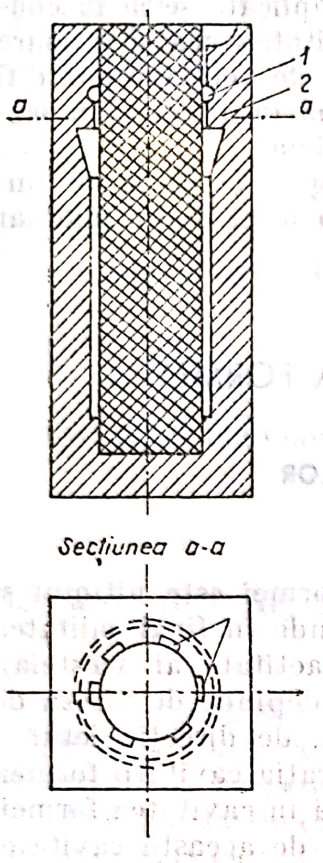


Fig. 2.53. Turnarea în ploaie a unei bucșe.

a. *Turnarea directă*. La turnarea directă jetul de aliaj lichid cade de la înălțime în cavitatea formei. Modul de introducere a aliajului lichid în cazul turnării directe poate avea trei variante și anume :

— introducerea directă în cavitatea formei printr-un punct folosind un alimentator orizontal ;

— introducerea directă verticală în cavitatea formei printr-un punct cu sau fără alimentator ;

— introducerea directă, verticală în cavitatea formei prin mai multe puncte, folosind deci mai multe alimentatoare.

Ultimul caz este cunoscut în practică și sub denumirea de turnare în ploaie (fig. 2.53).

În toate variantele de turnare directă, jetul de aliaj lichid, căzînd de la înălțime în cavitatea formei, vine în contact cu aerul pe o distanță corespuntăzoare înălțimii piesei.

Avantajele turnării directe sînt următoarele :

— dimensiuni mici ale rețelelor de turnare, de obicei rețelele de turnare sînt foarte simple sau chiar lipsesc (de exemplu la turnarea directă a lingourilor), acest lucru ducînd la un randament mare de utilizare a aliajului lichid ;

— realizarea unui gradient pozitiv al temperaturii, temperatura crescînd înspre partea superioară a piesei, în poziția de turnare, ceea ce face ca porțiunile de aliaj lichid din părțile superioare să alimenteze părțile inferioare ale piesei, obținîndu-se în final o compactitate ridicată a pereților piesei turnate ;

— asigurarea unei viteze constante de ridicare a coloanei de aliaj lichid în cavitatea formei (în cazul turnării pe ciocul oalei).

Dezavantajele turnării directe sînt următoarele :

— producerea unei eroziuni a părții inferioare a cavității formei datorită forței mari de lovire a jetului de aliaj lichid ; procesul de eroziune determină creșterea proporției de incluziuni nemetalice exogene în pereții pieselor turnate ;

— apariția în primul moment al turnării a stropilor, care sînt aruncați pe suprafața rece a pereților formei. Acești stropi se oxidează și în multe cazuri nu mai pot fi topiți de către aliajul lichid. De obicei aliajul din acești stropi posedă o structură diferită de cea a peretelui (de exemplu în cazul turnării fontelor cenușii, stropii sînt constituiți din fontă albă), ducînd la o uzare prematură a sculelor în timpul prelucrării mecanice a piesei.

— apariția turbioanelor. După formarea unui strat suficient de gros de aliaj lichid la partea inferioară a formei, apariția de stropi încetează, în schimb la pătrunderea jetului în coloana de aliaj lichid se produce o puternică turbionare care antrenează în aliaj oxizi formați la suprafața de contact jet-aer. În cazul aliajelor cu oxidabilitate ridicată apare spuma care neputîndu-se

Scanned with OKEN Scanner

separa ușor, rămîne de obicei în pereții piesei turnate, generînd defecte. Din acest motiv aliajele care prezintă tendință mare de oxidare nu se toarnă prin metoda directă.

În cazul turnării lingourilor de oțel jetul intră cu viteză foarte mare în coloana de aliaj lichid dînd naștere fenomenului de cavitație. Prin explozia cavităților ajunse la suprafața liberă a aliajului are loc împroșcarea acestuia pe pereții lingotierei. De asemenea datorită undelor care apar la suprafața deschisă a coloanei de oțel crește foarte mult suprafața de contact dintre oțelul lichid și atmosferă fiind astfel favorizată oxidarea secundară. Eliminarea acestor neajunsuri se poate face prin folosirea unei zgure sintetice lichide, care să protejeze partea superioară a lingoului în timpul turnării. Folosirea acestei zgure determină și dispariția altor fenomene negative care apar la turnarea lingourilor.

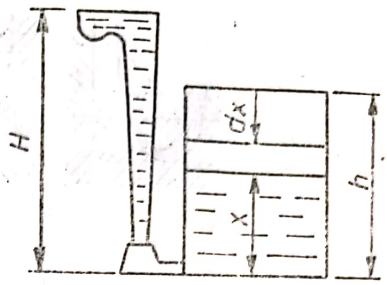


Fig. 2.54. Turnarea indirectă.

Turnarea directă se folosește în cazul pieselor de înălțime mică, a celor înalte cu pereți subțiri (cele care nu pot fi turnate prin alte metode) și a pieselor cu pereți groși, de formă geometrică relativ simplă (de exemplu lingourile, cilindrii de laminor, bucșele mari etc.).

b. *Turnarea indirectă.* Turnarea indirectă se poate realiza în două variante:

— varianta folosirii unui alimentator orizontal;

— varianta folosirii unui alimentator vertical amplasat la partea inferioară a cavității formei, variantă care este cunoscută în literatură și sub numele de alimentare în corn.

În cazul turnării indirecte presiunea metalostatică în secțiunea alimentatorului (fig. 2.54) va fi dată de diferența de nivel $(H - x)$, variind deci în timpul turnării.

Procedeul de turnare indirectă prezintă următoarele *avantaje*:

— eliminarea proceselor de erodare a formei și de apariție a picăturilor reci, constante în cazul turnării directe, deoarece jetul nu mai cade în cavitatea formei;

— eliminarea posibilității de antrenare a gazelor din cavitatea formei deoarece jetul, coloana de aliaj lichid și gazele au același sens de mișcare;

— asigurarea unei umpleri liniștite a cavității formei;

— evitarea proceselor de oxidare și de spumare a aliajelor cu oxidabilitate mare, în cazul în care curentul de aliaj lichid este orientat de-a lungul pereților și nu perpendicular pe ei și cînd viteza de intrare este mică.

Dezavantajele procedeului de turnare indirectă sînt următoarele:

— umplerea cavității formei are loc cu viteză neuniformă; datorită creșterii înălțimii coloanei de aliaj deasupra alimentatorului, deci a presiunii metalostatice, care se opune înaintării jetului;

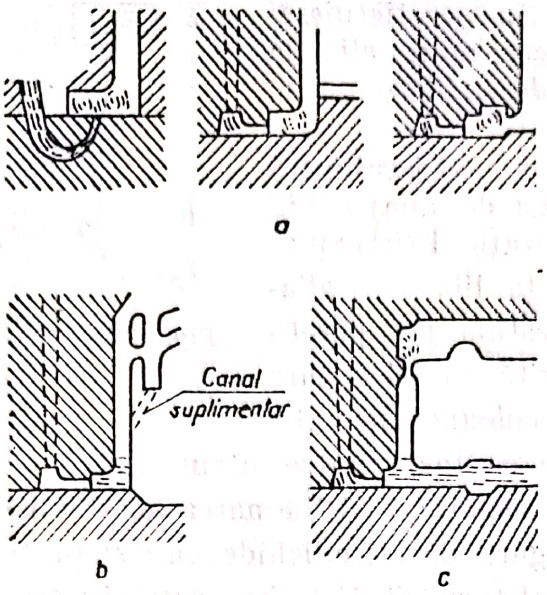


Fig. 2.55. Aspecte ale jeturilor întîlnite la turnarea indirectă :
a — formarea turbioanelor deschise ;
b — căderea aliajului de la un nivel la altul (cu linie punctată este arătat canalul care elimină acest fenomen) ;
c — fenomenul de erupție, care apare la trecerea aliajelor din pereți cu secțiunea mare în pereți cu secțiunea mică.

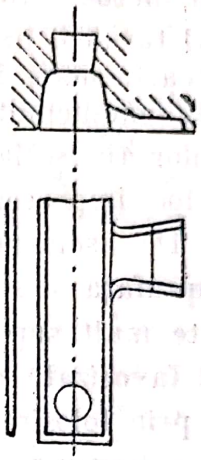


Fig. 2.56. Schema unei rețele de turnare cu alimentatorul lărgit la contactul cu piesa.

— apariția unui gradient negativ al temperaturii pe înălțimea piesei, în poziția de turnare, în sensul că temperatura este mai mică la partea superioară a piesei. Acest lucru determină o orientare negativă a frontului de solidificare, ducînd la micșorarea compactității pereților pieselor turnate ;

— apariția fenomenelor de turbionare și de erupție (de fîntînă arteziană) în cazul unor viteze mari de curgere (fig. 2.55).

Apariția fenomenelor de turbionare și de erupție determină antrenarea gazelor în aliaj.

Înălțimea h_e a jetului de erupție care se formează la intrarea aliajului în cavitatea formei se poate calcula cu relația :

$$h_e = H - \sum_0^n h_{pi}, \qquad (2.38)$$

în care : H este înălțimea care determină presiunea metalostatică ;

$\sum h_p$ — suma pierderilor de înălțime.

Înălțimea h_e se poate micșora prin creșterea rezistențelor locale, prin creșterea suprafeței secțiunilor canalelor de alimentare sau prin lărgirea alimentatoarelor la contactul cu piesa (fig. 2.56).

Pe măsură ce se umple cavitatea formei valoarea lui h_e se micșorează.

— formarea curenților transversali de aliaj, care apar mai ales în cazul turnării pieselor cu dimensiuni mari și cu pereți subțiri, în poziție verticală (fig. 2.57) provoacă defecte specifice.

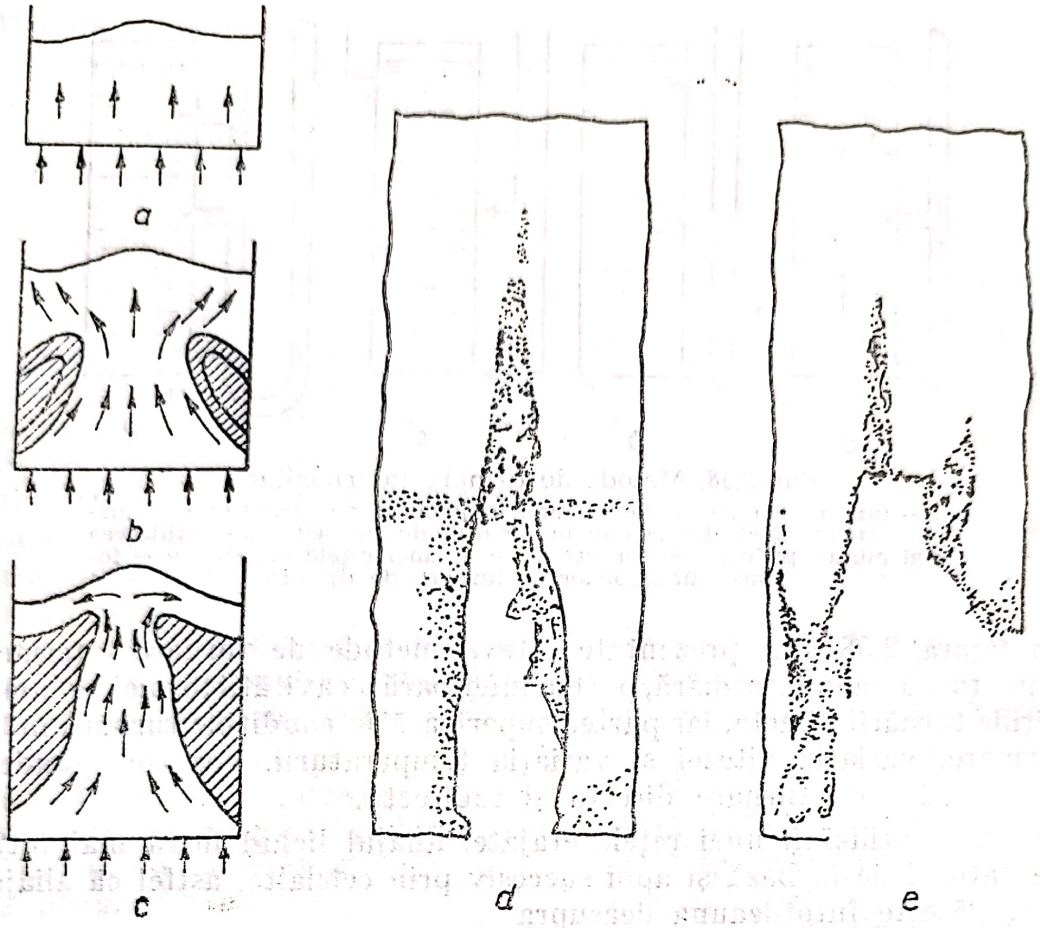


Fig. 2.57. Apariția curenților transversali de aliaj la turnarea aliajelor de Al în piese cu pereți subțiri.

La început se constată o curgere uniformă din punct de vedere al sensului de înaintare (fig. 2.57, *a*) după care uniformitatea procesului de curgere a aliajului este perturbată prin inițierea solidificării în anumite puncte sau zone ale pereților cavității formei, ca urmare a fluctuațiilor legate de schimbul de căldură. Jetul de aliaj lichid trece printre zonele solidificate începînd să curgă și în direcții transversale (fig. 2.57, *b* și *c*).

Apariția curenților transversali determină o răcire intensă a jetului, deoarece aliajul vine în contact cu forma neîncălzită, ducînd la apariția defectelor de neumplere.

Procedeul de turnare indirectă este folosit mai ales în cazul aliajelor cu oxidabilitate ridicată.

e. *Turnarea intermediară.* Turnarea intermediară îmbină caracteristicile turnării directe cu cele ale turnării indirecte.

Introducerea aliajului lichid în cavitatea formei se poate face în următoarele moduri :

— introducerea aliajului la un singur nivel al cavității formei;

— introducerea aliajului la mai multe nivele (în acest caz rețeaua de turnare folosită se numește rețea etajată).

Scanned with OKEN Scanner

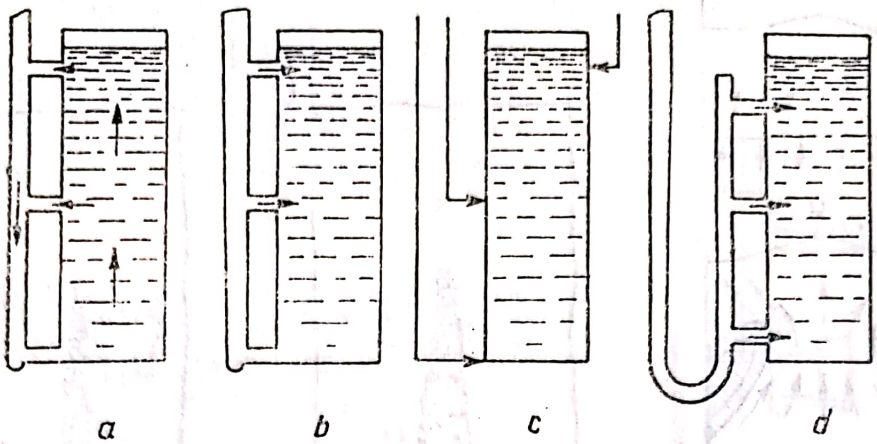


Fig. 2.58. Metode de turnare intermediară :
a — turnare etajată cu depresiune în piciorul de turnare ; *b* — turnare etajată fără depresiune în piciorul de turnare ; *c* — utilizarea mai multor picioare de turnare în locul unei rețele etajate ; *d* — folosirea unui picior de turnare de tip sifon.

În figura 2.58 sînt prezentate cîteva metode de turnare intermediară. Folosind turnarea intermediară, partea inferioară a cavității formei se umple în condițiile turnării directe, iar partea superioară în condițiile turnării indirecte. Ca urmare, variația vitezei și variația temperaturii, vor corespunde celor două procedee de turnare directă și indirectă.

În cazul utilizării unei rețele etajate, aliajul lichid intră mai întîi prin alimentatorul de la bază și apoi succesiv prin celelalte, astfel că aliajul mai cald se găsește întotdeauna deasupra.

Dacă se folosește un picior de turnare de secțiune constantă (rețea de turnare cu depresiune), atunci aliajul lichid care se ridică pînă la nivelul alimentatorului imediat superior, pătrunde prin acesta înapoi în piciorul de turnare. Fenomenul de curgere inversă este dăunător deoarece duce la o repartizare neavantajoasă a temperaturii pe înălțimea și secțiunea pereților piesei turnate.

Fenomenul de curgere inversă dispare la utilizarea unei rețele de turnare cu presiune.

În cazul turnării pieselor mari, este necesară uneori folosirea unui picior de turnare cu diametrul mai mare decît diametrul jetului care pătrunde în el. Astfel, piciorul de turnare nu se umple și apare posibilitatea curgerii inverse a aliajului. Pentru a evita acest lucru se folosesc mai multe picioare de turnare simple în locul unei rețele etajate, introducerea aliajului făcîndu-se succesiv în fiecare picior de turnare.

Procesul de curgere inversă se poate preîntîmpina și în cazul utilizării picioarelor de turnare în sifon.

Turnarea intermediară se aplică în cazul pieselor care au înălțime mare (în poziția de turnare) în raport cu grosimea de perete.

d. *Turnarea în fantă.* Turnarea în fantă constă din introducerea aliajului lichid în cavitatea formei printr-o deschidere continuă pe toată înălțimea piesei turnate (fig. 2.59).

Turnarea în fantă asigură o distribuție avantajoasă a vitezei de umplere și a temperaturii pe înălțimea piesei în poziția de turnare.

Scanned with OKEN Scanner

Metoda se aplică la turnarea în forme metalice a aliajelor ușoare și în general în cazul pieselor cu pereți subțiri.

e. *Particularitățile turnării pieselor în poziție orizontală.* Din punct de vedere al poziției pieselor în forma de turnare și al metodei de introducere a aliajului în cavitatea formei, piesele se pot împărți în următoarele două grupe :

— piese care se toarnă în poziție verticală sau înclinată, umplerea cavității formei avînd loc (cu excepția turnării directe), în condițiile variației vitezei de ridicare a aliajului, datorită faptului că piesele au o înălțime apropiată de înălțimea care creează presiune metalostatică necesară asigurării curgerii ;

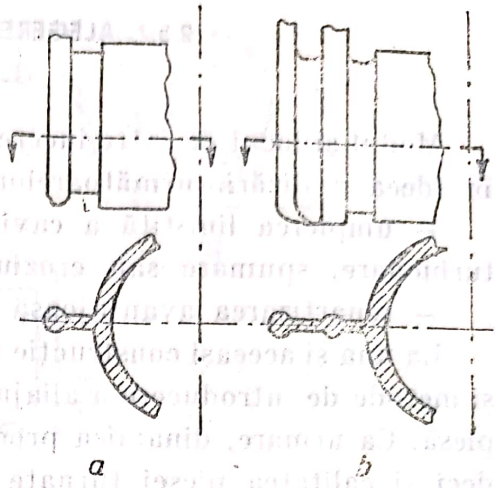


Fig. 2.59. Turnarea în fantă :
a — alimentator simplu ; *b* — alimentator cu colector de zgură vertical.

— piese care se toarnă în poziție orizontală, de tipul plăcilor, al cutiilor, al barelor etc. umplerea cavității formei avînd loc cu viteză aproximativ constantă, deoarece înălțimea pieselor este mult mai mică decît înălțimea piciorului de turnare.

În cazul pieselor turnate în poziție orizontală apare o variație mare a temperaturii pe lungime deoarece jetul de aliaj lichid, parcurgînd această lungime, ajunge la capătul opus cu o temperatură mult mai mică decît cea de la intrare.

Umplerea cavității formei la turnarea pieselor în poziție orizontală este neuniformă. La început, jetul de aliaj înaintează spre peretele opus al cavității formei pentru ca apoi, lovindu-se de acesta să se întoarcă răspîndindu-se pe întreaga lățime delimitată de pereții laterali. Astfel zonele din apropierea alimentatoarelor sînt umplute abia la urmă.

În figura 2.60 sînt prezentate cîteva tipuri de curenți de aliaj lichid, care apar la turnarea pieselor în poziție orizontală.

Neuniformitatea umplerii pe lățime este cu atît mai mare cu cît grosimea peretelui piesei turnate este mai mică.

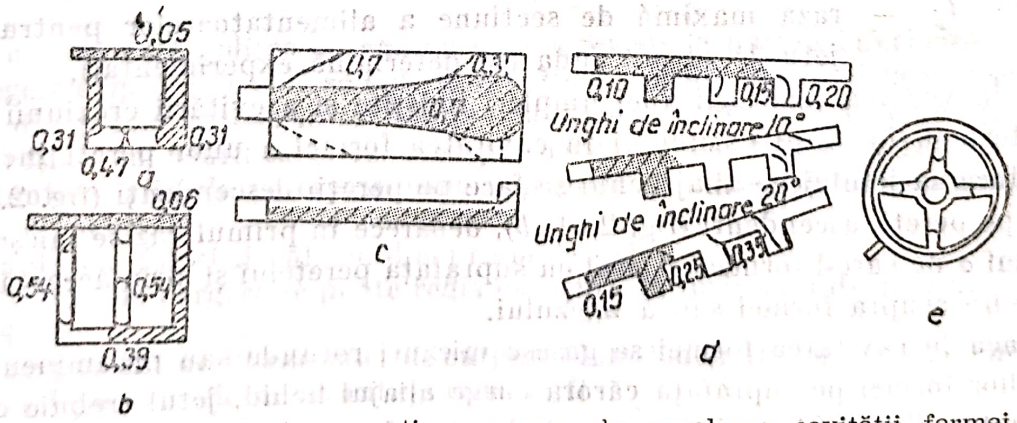


Fig. 2.60. Tipuri de curenți care apar la umplerea cavității formei în cazul pieselor turnate în poziție orizontală :
a — piese cu secțiunea pătrată cu doi pereți groși ; *b* — piese cu secțiunea pătrată despărțită prin nervuri ; *c* — piese de tip placă avînd flanșe ; *d* — piese cu nervuri ; *e* — piese de tip roată (cifrele arată durata în secunde de la începutul procesului de umplere a cavității formei).

Scanned with OKEN Scanner

2.5.2. ALEGEREA LOCULUI DE ALIMENTARE

Modul și locul de introducere a aliajului lichid în cavitatea formei se aleg în ideea realizării următoarelor două fenomene :

— umplerea liniștită a cavității formei, fără să apară deci procese de turbionare, spumare sau eroziune a pereților formei ;

— repartizarea avantajoasă a temperaturii în piesa turnată.

La una și aceeași construcție de rețea de turnare pot fi alese diferite puncte și metode de introducere a aliajului în cavitatea formei, pentru una și aceeași piesă. Ca urmare, dinamica procesului de curgere a aliajului va fi diferită și deci și calitatea piesei turnate va fi aceeași.

Alegerea necorespunzătoare a metodei sau a locului de introducere a aliajului lichid în cavitatea formei poate să ducă la apariția unor defecte legate de alimentare, chiar dacă rețeaua de turnare a fost calculată corect. Pentru a evita apariția acestor defecte se pot face următoarele recomandări :

1. În vederea eliminării supraîncălzirilor locale introducerea aliajului lichid se face prin mai multe puncte, în părțile subțiri ale pereților piesei turnate.

2. Pentru preîntîmpinarea apariției defectelor de nesudare a jeturilor de aliaj (repriză) se recomandă ca distanța dintre axele alimentatoarelor l_a să se determine cu relația :

$$l_a = \frac{P}{n} \leqslant l_p,$$

în care : P este perimetrul exterior al piesei turnate la nivelul de introducere a aliajului ;

n — numărul alimentatoarelor ;

l_p — raza maximă de secțiune a alimentatoarelor pentru care jeturile se pot suda (se determină experimental).

3. În vederea realizării unei umpleri liniștite și a evitării eroziunii pereților formei, în cazul existenței în cavitatea formei a unor pereți înclinați, introducerea jetului de aliaj lichid se face pe pereții descendenți (fig. 2.61, *a*) și nu pe pereții ascendenți (fig. 2.61, *b*), deoarece în primul caz se micșorează unghiul α pe care-l formează jetul cu suprafața peretelui și prin aceasta forța de lovire asupra formei sau a miezului.

Dacă în cavitatea formei se găsesc miezuri rotunde sau proeminențe ale pereților formei pe suprafața cărora curge aliajul lichid, jetul trebuie dirijat tangențial (fig. 2.61, *c* și *d*) micșorînd astfel forța de lovire a jetului și asigurînd o curgere fără turbionări a aliajului în cavitatea formei.

În cazul pieselor cu coturi drepte jetul trebuie dirijat de-a lungul pereților piesei turnate (fig. 2.61, *e*).

Scanned with OKEN Scanner

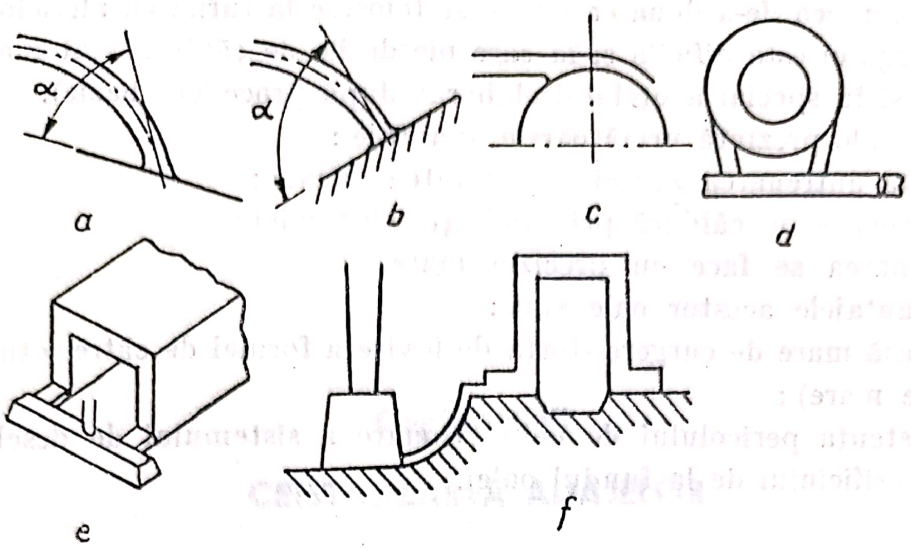


Fig. 2.61. Diferite metode de introducere a jetului de aliaj în cavitatea formei :

a — introducerea pe o suprafață care coboară ; *b* — căderea jetului pe o suprafață ascendentă (nu se recomandă) ; *c* — introducerea tangențială față de miez ; *d* — introducerea tangențială față de formă ; *e* — introducerea de-a lungul cavității formei ; *f* — introducerea prin alimentatoare ascendente (la turnarea în sifon).

4. Pentru preîntîmpinarea formării turbioanelor în primul moment al introducerii aliajului se recomandă folosirea unor alimentatoare ascendente. Aceasta se realizează mai ușor în cazul turnării indirecte, cînd alimentatorul este prevăzut la partea de jos a formei (fig. 2.61, *f*).

5. În vederea dirijării solidificării, în cazul aliajelor cu contracție mare, se recomandă ca alimentarea să se facă prin maselote.

2.5.3. ALEGEREA TIPULUI DE OALĂ DE TURNARE

În principiu oalele de turnare se pot împărți în două mari grupe :

— oale la care golirea se face începînd cu aliajul lichid de la partea superioară ;

— oale la care golirea începe cu evacuarea de la partea inferioară.

Alegerea tipului de oală se face în funcție de natura aliajului care se toarnă. Oalele din prima categorie se folosesc la turnarea aliajelor la care zgura se poate reține cu ușurință și la care pierderile de căldură prin radiație sînt mici (fontele, aliajele neferoase ușoare și grele și uneori oțelul elaborat după procedeul acid).

Avantajele folosirii oalelor din prima grupă sînt :

— viteza de curgere se poate regla cu ușurință (prin modificarea unghiului de înclinare a oalei) ;

— se pot obține viteze mici de curgere (valori mici ale cifrei lui Reynolds).

Apar însă și unele dezavantaje cum ar fi :

— zgura poate fi antrenată în cavitatea formei ;

— aliajul lichid vine mai mult în contact cu atmosfera (suprafața băii metalice e descoperită) ;

— este necesară o atenție mare la reglarea vitezei de curgere.

Scanned with OKEN Scanner

Oalele din cea de-a doua categorie se folosesc la turnarea aliajelor la care reținerea zgurei este dificilă și la care pierderile de căldură sînt mari (cazul oțelurilor și în special a oțelului elaborat după procedeul bazic).

Aceste oale prezintă următoarele avantaje :

— evită antrenarea zgurei în cavitatea formei ;

— pierderile de căldură prin radiație sînt mici ;

— turnarea se face cu precizie mare.

Dezavantajele acestor oale sînt :

— viteză mare de curgere (forța de lovire a formei de către jetul de aliaj lichid este mare) ;

— existența pericolului de nefuncționare a sistemului de deschidere-închidere a orificiului de la fundul oalei.

Scanned with OKEN Scanner

Scanned with OKEN Scanner

Capitolul III

CRISTALIZAREA ALIAJELOR

3.1. GERMINAREA

Într-un număr mare de cazuri, transformările de fază încep în anumite puncte (centre) și se propagă în continuare din acestea. Procesul de inițiere a unor asemenea transformări pe centre bine definite este cunoscut sub denumirea de *nucleere* sau *germinare*, iar cel de propagare a transformării din aceste centre sub denumirea de *creștere*.

Cinetica formării unei faze noi, adică modul în care viteza transformării depinde de temperatura la care are loc și de timpul care s-a scurs de la începutul ei, este determinată de trei procese distincte :

— germinarea (nucleerea) fazei noi ;
— creșterea particulelor fazei noi ;
— procese secundare care conduc la schimbarea structurii sau morfologiei precipitatului primar.

Procesul de nucleere care are loc în interiorul unor elemente de volum de faze omogene este denumit *germinare (nucleere) omogenă*. Pe baza datelor experimentale s-a stabilit că germenii (nucleei) de transformare se formează, de cele mai multe ori, preferențial pe diferite suprafețe existente în sistem, cum sînt : suprafețe de separație, pereții formei, cristale aflate în suspensie etc. care au rolul de a cataliza procesul de nucleere. Asemenea proces de nucleere este cunoscut sub denumirea de nucleere *eterogenă*.

3.1.1. CONDIȚIILE TERMODINAMICE ALE CRISTALIZĂRII

După cum se știe, la formarea unei structuri noi dintr-o fază lichidă se consideră un echilibru eterogen, adică există în echilibru mai mult decît o fază. Entalpia liberă a unei faze componente se definește prin relația :

$$G = H - TS, \tag{3.1}$$

în care : G este entalpia liberă ;
H — entalpia ;
T — temperatura absolută ;
S — entropia.

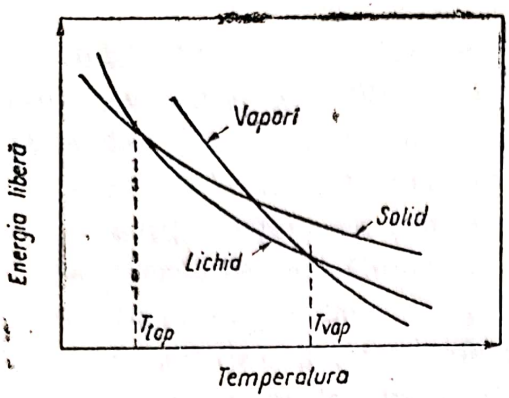


Fig. 3.1. Variația entalpiei libere a fazelor metalice cu temperatura.

Pentru cele mai multe procese care au loc în metalurgie se consideră presiunea ca fiind constantă și atunci se poate scrie :

$$\left(\frac{\partial G}{\partial T}\right)_{p=ct} = -S,$$

ceea ce înseamnă că entalpia liberă se micșorează cu creșterea temperaturii.

În figura 3.1 se prezintă schematic variația entalpiei libere pentru cele trei faze ale unui metal pur. Variația entalpiei libere la transformarea de fază, cînd temperatura este constantă, este dată de relația :

$$\Delta G = \Delta H - T\Delta S.$$

La echilibrul dintre două faze, $\Delta G = 0$ și se pot defini astfel *punctul de topire* T_t și *punctul de vaporizare* T_v (fig. 3.1). La orice altă temperatură, faza de echilibru este aceea care are entalpia liberă minimă. Rezultă deci că ΔG este forța motrice a transformării care are loc.

În cazul formării unor particule solide dintr-o fază lichidă, variația entalpiei libere de volum este dată de relația :

$$\Delta G_v = (H_l - H_s) - T(S_l - S_s). \tag{3.2}$$

Dacă se consideră că dependența de temperatură a variației entalpiei și entropiei este mică atunci se poate scrie că :

$$H_l - H_s = L_{top}, \tag{3.3}$$

în care L_{top} este căldura latentă de topire. Cum la punctul de topire $\Delta G = 0$, rezultă că entropia de topire este :

$$S_l - S_s = \frac{L_{top}}{T_{top}}. \tag{3.4}$$

Prin înlocuirea relațiilor 3.3 și 3.4 în relația 3.2, se obține :

$$\Delta G_v = L_{top}\left(\frac{T_{top} - T}{T_{top}}\right)$$

sau :

$$\Delta G_v = \frac{L_{top} \cdot \Delta T}{T_{top}}, \tag{3.5}$$

în care ΔT este diferența dintre temperatura de echilibru la topire și temperatura la care are loc transformarea și este cunoscută în procesul de germinare (nucleere) ca *subrăcire termică*.

3.1.2. GERMINAREA OMOGENĂ

Teoria clasică a proceselor de germinare (nucleere) a fost pusă la punct de mai mulți cercetători, dintre care o contribuție deosebită au avut *Volmer*, *Weber*, *Becker*, *Doring* etc. Teoria clasică a germinării (nucleerii) omogene

presupune formarea unei faze noi solide din componenții fazei lichide, fără schimbarea compoziției chimice și fără a interveni impurități sau suprafețe de separație.

Se consideră situația cînd un germene (nucleu) sferic solid se formează în interiorul unei faze lichide uniforme. Variația entalpiei libere care are loc în acest caz reprezintă suma variației entalpiei libere de volum și a entalpiei libere de suprafață :

$$\Delta G = \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \sigma_{l-s}, \qquad (3.6)$$

în care : r este raza nucleului considerat a se forma :

ΔG_v — variația entalpiei libere de volum specifică ;

σ_{l-s} — energia liberă de suprafață.

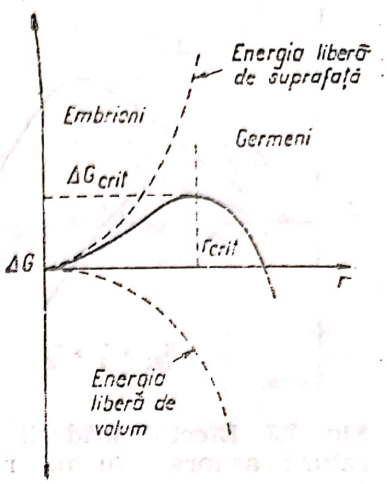


Fig. 3.2. Variația entalpiei libere rezultată ca urmare a formării unui germene solid sferic într-o baie metalică.

Variația entalpiei libere de volum este pozitivă deasupra punctului de topire și negativă sub acest punct.

În figura 3.2 se prezintă variația diferitelor forme de entalpie liberă (totală, de volum și de suprafață) sub punctul de topire T_{top} în funcție de raza r a germenului (nucleului) considerat a se forma. Orice germene care se formează deasupra punctului de topire se dizolvă foarte rapid în lichidul înconjurător.

Sub punctul de topire pentru ca un germene să atingă o rază critică r^*_{crit} este necesară o variație de entalpie liberă ΔG^*_{crit}.

Mărimea razei critice r^*_{crit} se obține din relația 3.6 punînd condiția ca $\frac{\partial \Delta G}{\partial r} = 0$, deci :

$$\frac{\partial \Delta G}{\partial r} = 8\pi r \sigma_{l-s} + \frac{12}{3}\pi r^2 \Delta G_v = 0$$

de unde :

$$r^*_{cr} = -\frac{2\sigma_{l-s}}{\Delta G_v}, \qquad (3.7)$$

sau prin înlocuirea lui ΔG_v din relația 3.5 se obține că

$$r^*_{crit} = \frac{2\sigma_{l-s} T_{top}}{L_{top} \Delta T}.$$

Prin introducerea valorii r^*_{crit} în relația (3.6) se obține valoarea variației critice a entalpiei libere ΔG^*_{crit} :

$$\Delta G^*_{crit} = \frac{16\pi \sigma^3_{l-s} T^2_{top}}{3(L_{top}\Delta T)^2}.$$

Scanned with OKEN Scanner

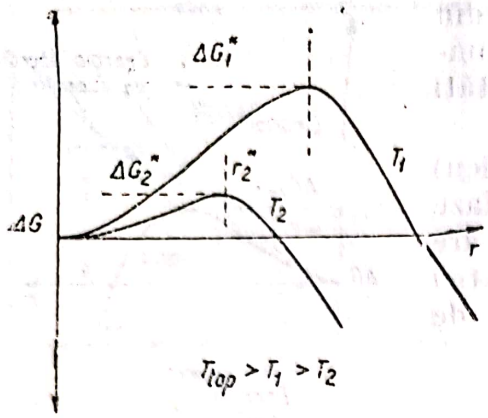


Fig. 3.3. Efectul scăderii temperaturii asupra mărimii razei și energiei libere critice pentru nucleele omogene.

Știind că ΔG_v crește aproape linear pe măsură ce temperatura scade, din figura 3.3 se constată că atît r^*_{crit} cît și ΔG^*_{crit} scad pe măsură ce temperatura scade.

Un alt parametru important al procesului de germinare este viteza de germinare sau de nucleere.

Pentru stabilirea acestei viteze este necesar să se facă două considerații simple și anume că concentrația critică a germenilor (nucleilor) de mărimi critice este cea dată de curba de echilibru, chiar și după ce procesul de germinare (nucleere) a început și că adaosul unui singur atom la un nucleu de mărime critică îl fac pe acesta supercritic și deci poate să crească foarte rapid.

Viteza de germinare (nucleere) poate fi scrisă sub forma unei expresii de forma :

$$I = k_v \exp(-\Delta G^*_{crit} - \Delta G_{act})/kT, \tag{3.8}$$

în care : k_v este o constantă de germinare (nucleere) ;

ΔG_{act} — energia de activare a difuzării atomilor prin limita de faze ;

k — constanta lui *Boltzman*.

Constanta k_v se poate calcula cu relația :

$$k_v = r^*_{crit}(a\sigma/g\pi kT)^{1/2} \cdot n\frac{kT}{h}, \tag{3.9}$$

în care a este o funcție de forma nucleului, numărul critic de atomi pe suprafața unui nucleu de mărime critică și de numărul de atomi pe unitatea de volum din faza lichidă.

Pe de altă parte, constanta k_v poate avea o formă mai simplificată, adică :

$$k_v = N \cdot \frac{kT}{h},$$

în care : N este numărul total de atomi ;

h — constanta lui Planck.

Prin introducerea valorii ΔG^*_{crit} se obține următoarea relație pentru calculul vitezei de germinare (nucleere) :

$$I = N\frac{kT}{h}\exp\left(-\frac{\Delta G_A}{kT}\right)\exp\left(-\frac{16\pi\sigma^3_{l-s}T_t^2}{3L_{top}\Delta T^2 kT}\right). \tag{3.10}$$

Din relația de mai sus se constată că există o dependență foarte mare între viteza de germinare (nucleere) și subrăcirea termică ΔT.

În figura 3.4 se prezintă această dependență, de unde se constată că există o anumită valoare pentru ΔT la care are loc o creștere foarte rapidă a vitezei de germinare I.

Scanned with OKEN Scanner

Prin înlocuirea valorilor adecvate în expresia vitezei de nucleere se obține că mărimea critică a lui ΔT pentru nucleerea omogenă este egală cu $\simeq 0{,}2T_{top}$.

În vederea verificării acestei teorii a nucleerii au fost efectuate o serie de experimentări care au presupus observații microscopice și analize termice ale unor picături foarte mici obținute prin răcire rapidă. Pe baza acestor analize, s-a constatat că are loc o subrăcire a fazei lichide pînă la ΔT_{crit} fără a decurge o germinare (nucleere), după care are loc o germinare (nucleere) rapidă. La o subrăcire mai mică decît cea critică, faza lichidă poate fi menținută o durată mare de timp fără a decurge un proces de nucleere.

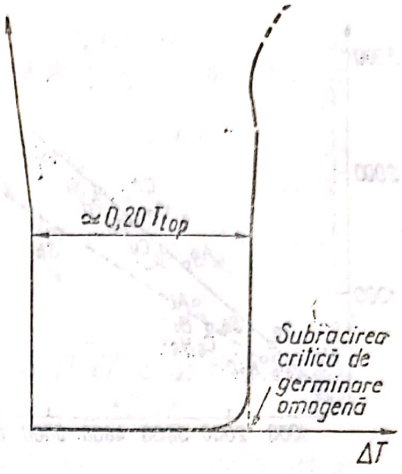


Fig. 3.4. Dependența dintre viteza de nucleere și subrăcire.

În tabelul 3.1 se prezintă subrăcirile critice obținute pentru diferite metale, de unde se constată că acestea sînt de ordinul a $0{,}2T_{top}$. La aceste subrăciri, raza critică a germenului (nucleului) este egală cu 10^{-9} cm, iar nucleul conține circa 200 atomi.

Tabelul 3.1

Date privind subrăcirile obținute în cazul cristalizării cîtorva metale

Metalul	Punctul de topire, T_{top}, în K	Subrăcirea, ΔT, în °C	$\Delta T/T_{top}$
Staniu	505,7	105	0,208
Bismut	544	90	0,166
Plumb	600,7	80	0,133
Stibiu	903	135	0,150
Aluminiu	931,7	130	0,140
Germaniu	1 231,7	227	0,184
Argint	1 233,7	227	0,184
Aur	1 336	230	0,172
Cupru	1 356	236	0,174
Mangan	1 493	308	0,206
Nichel	1 725	319	0,185
Cobalt	1 763	330	0,187
Fier	1 803	295	0,164
Paladiu	1 828	332	0,182
Platinum	2 043	370	0,181

Considerînd mărimi acceptabile pentru valoarea vitezei de nucleere I și $\Delta T = \Delta T_{crit}$, după înlocuirea în relația 3.10, s-au calculat valorile energiei libere superficiale σ_{l-s} pentru diferite elemente. De asemenea, s-a calculat energia interfazică pe atom gram (σ_g) între lichid și cristal, în cazul în care suprafața de separație conține N atomi localizați ca un film de grosimea unui atom :

$$\sigma_g = N^{1/3} V^{2/3} \sigma,$$

în care V este volumul pe atom gram al fazei solide. Pe baza acestor calcule se constată că σ_g este proporțional cu căldura latentă de topire L_{top} și că raportul σ_g/L_{top} variază între 0,32 și 0,61.

Scanned with OKEN Scanner

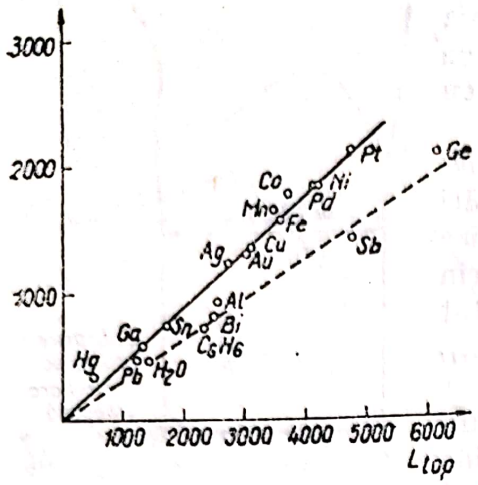


Fig. 3.5. Energia interfacială σ_g funcție de căldura latentă de topire.

În figura 3.5 se prezintă dependența dintre σ_g și L_{top}.

Pe de altă parte s-a stabilit că în cazul unor mase mari, metalele lichide care cristalizează după o structură cu o configurație compactă cum sînt aurul, cuprul sau plumbul se subrăcesc pînă la 5°C înainte de a începe procesul de germinare, în timp ce staniul, bismutul și galiul care cristalizează într-un sistem mai complex și mai puțin compact pot fi subrăcite pînă la 25°C înainte de a începe procesul de germinare. Pe baza acestor rezultate experimentale, se constată că subrăcirea critică ΔT_{crit} este direct dependentă de structura germenului care se formează. Această concluzie a fost posibilă ca urmare a teoriei că în marea majoritate a metalelor lichide aranjarea atomilor corespunde unei structuri aproape compacte. Pe această bază trecerea de la lichid la solid poate avea loc printr-o aranjare a atomilor care presupune o deplasare minimă.

Pe baza rezultatelor experimentale existente s-a putut stabili că raportul $\frac{\Delta T_{crit}}{T_{top}}$ are valori aproape constante pentru diferite metale, indiferent dacă ele cristalizează într-un sistem mai mult sau mai puțin compact. Se constată totuși o corelație între raportul σ_g/T_{top} și structura fazei solide. Acest raport variază între 1,9 pentru galiu și 1,0 pentru metalele care au o structură compactă.

În cazul prezenței în masa lichidă a unor particule solide cu structură cubică sau hexagonală, acestea ar putea influența mai mult sau mai puțin viteza de formare a unor cristale cu rețea cubică sau hexagonală.

Pe de altă parte, în cazul galiului există numai cîteva metale cu aceeași rețea cristalină și care ar putea fi prezente în galiul lichid și acționa ca centri de cristalizare.

La o alegere la întîmplare a unor particule care ar putea fi centri de cristalizare în metalele lichide, este de așteptat ca cele mai multe să aibă o structură cubică sau hexagonală și numai cîteva sau niciunul vor prezenta o rețea similară galiului.

Ca urmare, un metal lichid care cristalizează într-o rețea complexă se va subrăci, probabil, mult mai mult față de temperatura de topire, comparativ cu un metal lichid care cristalizează după o rețea cubică sau hexagonală.

Nucleerea omogenă, în cazul aliajelor, este un proces mult mai complex, ținînd seama că diagrama de faze presupune echilibrul între un nucleu solid și lichid de diferite compoziții.

În aceste situații, procesele de difuzie joacă un rol deosebit de important. Este interesant de remarcat că în aceste condiții subrăcirea critică pentru nucleerea omogenă este de ordinul a $0{,}2T_{lichidus}$.

Din ecuația vitezei de nucleere s-a constatat că la subrăciri foarte mari are loc o micșorare a vitezei de nucleere ca urmare a scăderii capacității de mișcare a atomilor. În aceste condiții, curba din figura 3.4 ar urma să prezinte un maximum.

Scanned with OKEN Scanner

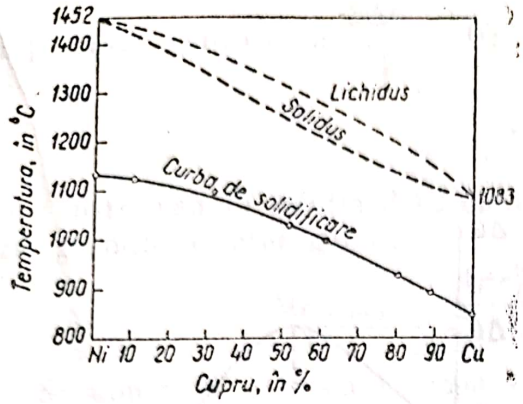


Fig. 3.6. Variația temperaturii critice la care are loc nucleerea funcție de compoziția aliajelor Cu-Ni.

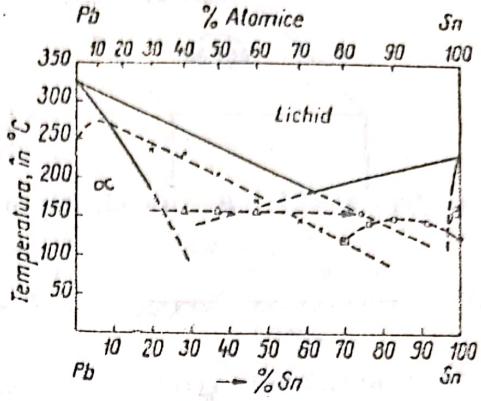


Fig. 3.7. Variația temperaturilor critice de nucleere funcție de compoziția aliajelor Pb-Sn.

Studiile întreprinse pe aliaj Cu—Ni (fig. 3.6) care prezintă o miscibilitate totală atît în stare lichidă, cît și în stare solidă și pe Pb—Sn (fig. 3.7) care sînt miscibile în stare lichidă, dar nemiscibile în stare solidă prezintă interes deosebit din acest punct de vedere.

Subrăcirea maximă corespunde la $0{,}2T_{lich}$ și se pare că procesul decurge similar în cazul metalelor pure Cu și Ni cît și al aliajelor Cu—Ni.

În cazul aliajelor Pb—Sn se constată o creștere a temperaturii critice de nucleere după primele adaosuri mici de Sn la Pb și invers de Pb la Sn. În consecință, subrăcirile critice pentru nucleere sînt mai mici pentru aliaje Pb—Sn decît pentru Pb și Sn pur. Explicația unei asemenea comportări ar consta în micșorarea pronunțată a energiei libere de suprafață la mici adaosuri de Pb în Sn și Sn în Pb. Avînd în vedere că energiile libere de suprafață pentru aceste sisteme nu se cunosc cu exactitate, este dificil de comparat rezultatele obținute pe baza teoriei nucleerii cu cele practice.

Din cele arătate mai sus se constată că structura metalelor și aliajelor lichide influențează procesul de nucleere omogenă prin mărimea variației entalpiei libere ΔG^*_{crit}. De asemenea, structura metalelor lichide influențează prin energia de activare ΔG_A, coeficientul de difuzie și energia interfacială σ_{l-s}.

3.1.3. NUCLEEREA ETEROGENĂ

Pe bază de date experimentale s-a stabilit că în practică marea majoritate a metalelor și aliajelor lichide prezintă un grad de subrăcire mult mai mic decît cel calculat pe baza nucleerii omogene, doar de cîteva grade, înainte de a începe procesul de cristalizare. Această diferență se explică prin aceea că nucleerea începe pe suprafețe ale impurităților existente în faza lichidă, care practic face imposibil procesul de germinare omogenă. Germinarea se spune că are un caracter *eterogen*.

Proprietatea unei suprafețe solide de a acționa ca un factor catalizator al procesului de cristalizare al unui metal din topitura sa depinde de modul în care atît faza solidă, cît și lichidă interacționează cu această suprafață, adică de ușurința cu care acestea umectează suprafața particulei străine.

Scanned with OKEN Scanner

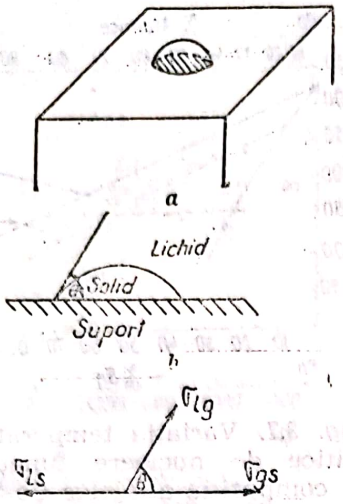


Fig. 3.8. Forma unui nucleu solid în cazul nucleerii pe un suport catalizator.

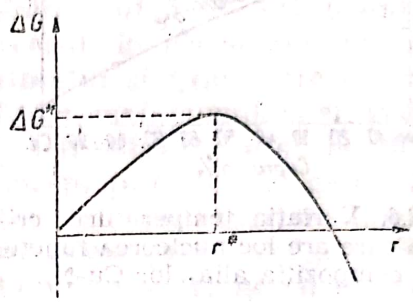


Fig. 3.9. Variația entalpiei libere de nucleere în funcție de raza nucleului format.

Gradul de umectare este o măsură a diferențelor între energiile superficiale dintre solid-particulă și lichid-particulă. Această diferență se exprimă, în general, prin mărimea unghiului de umectare θ.

În figura 3.8 se prezintă formarea unui germene solid de forma unei calote sferice pe o suprafață plană, numită în continuare suport. Se consideră că energiile de suprafață sînt complet izotrope și nu sînt orientate preferențial funcție de rețeaua cristalină.

Dacă se consideră că există echilibru între energiile de suprafață, atunci se poate scrie că :

$$\sigma_{l-s} - \sigma_{g-s} = \sigma_{l-g} \cos \theta, \tag{3.11}$$

în care : σ_{l-s}, σ_{g-s}, σ_{l-g} sînt energiile de suprafață la limita lichid-suprafață substrat, germene-suprafață substrat și lichid-germene.

Valoarea unghiului de umectare influențează direct energia de formare a unui germene solid. Dacă se consideră formarea unui germene de forma unei calote sferice se poate scrie că, în forma generală, variația entalpiei libere este :

$$\Delta G = \sigma_{l-g}\{2\pi r^2(1 - \cos\theta) - \pi r^2 \cos\theta(1 - \cos^2\theta)\} +$$

$$+ (\Delta G_v + C\varepsilon^2)\left\{\frac{\pi r^2}{3}(2 - 3\cos\theta + \cos^3\theta)\right\}, \tag{3.12}$$

în care : ΔG_v este diferența pe unitatea de volum între entalpiile libere de fazele lichidă și solidă ;

$C\varepsilon^2$ — un termen care ține seama de energia de formare a rețelei.

Ținînd seama de faptul că în cazul analizat nu există o corespondență epitaxială între germenul format și suprafața particulei de impuritate (suport), se poate neglija termenul $C\varepsilon^2$. Reprezentînd grafic relația (2.12) (fig. 3.9), se constată că funcția prezintă un maximum la o rază critică r^*_{crit}. Pentru valori ale lui $r < r_{crit}$, germenele format este instabil și se retopește, iar pentru $r > r_{crit}$ germenele format are condiții optime pentru a putea crește.

Mărimea r^*_{crit} se poate obține prin derivarea ecuației 3.12 în funcție de r și punînd condiția ca $\frac{\partial \Delta G}{\partial r} = 0$:

$$r^*_{crit} = \frac{2\sigma_{l\cdot s}}{\Delta G_v}, \qquad (3.13)$$

care introdusă în relația 3.12 conduce la expresia energiei libere critice pentru germinare eterogenă :

$$\Delta G^*_{eterog} = \frac{4\pi\sigma^3_{l.s}}{3\Delta G^2_v}(2 - 3\cos\theta + \cos^3\theta). \qquad (3.14)$$

Se constată deci că energia liberă necesară pentru formarea unui germene pe o suprafață străină ΔG^*_{eterog} este mai mică decît cea necesară pentru formarea unui germene omogen cu un factor $f(\theta)$, adică :

$$\Delta G^*_{eterog} = \Delta G_{omog} f(\theta),$$

în care :

$$f(\theta) = \frac{1}{4}(2 + \cos\theta)(1 - \cos\theta)^2 = \frac{1}{4}(2 - 3\cos\theta + \cos^3\theta).$$

Dacă unghiul de umectare $\theta = 0$, atunci $\Delta G^0_{et} = 0$ și nucleerea are loc în condițiile unei subrăciri egale cu zero. Dacă $\theta = 180°$, rezultă că suprafața în discuție nu poate constitui un catalizator al procesului de nucleere și nucleerea are loc ca și atunci cînd ar fi omogenă și $\Delta G^\circ = \frac{16\pi\sigma^3_{l.s}}{3\Delta G^2_v}$.

În figura 3.10 se prezintă variația raportului $\frac{\Delta G^\circ_{eterog}}{\Delta G^\circ_{omog}}$ funcție de unghiul θ.

Urmînd modul de calcul pentru viteza de nucleere utilizat la nucleerea omogenă se poate obține expresia vitezei de nucleere eterogenă a cărei formă este identică cu cea de la nucleerea omogenă, cu diferența că variația entalpiei libere este redusă corespunzător unghiului de umectare θ. Ca urmare, se obține viteza maximă de nucleere eterogenă la subrăciri mai mici față de nucleerea omogenă. În figura 3.11 se prezintă variația vitezei de nucleere pentru un metal în cazul nucleerii omogene *3* și eterogene *2* și *1*.

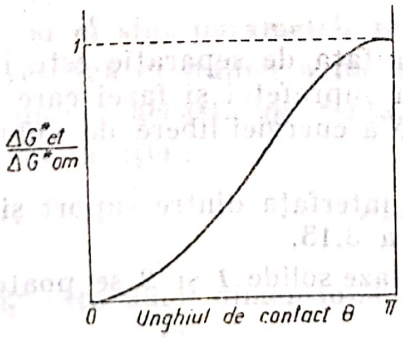


Fig. 3.10. Influența unghiului de umectare asupra raportului dintre entalpia liberă de nucleere eterogene și cea pentru nucleere omogenă.

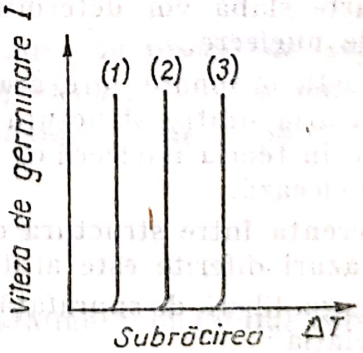


Fig. 3.11. Variația vitezei de nucleere a unui metal în funcție de subrăcirea ΔT :
1, 2 — nucleere eterogenă ;
3 — nucleere omogenă.

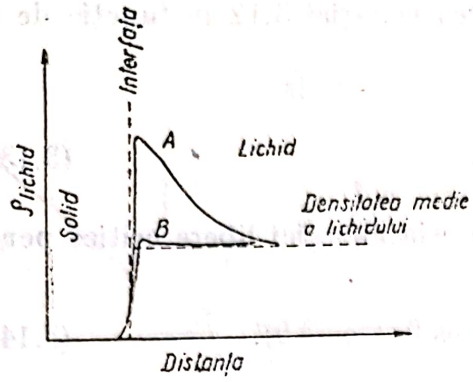


Fig. 3.12. Reprezentarea schematică a variației densității metalelor lichide ca o funcție de distanța de la interfața lichid-solid :

A — metale lichide cu o interacțiune puternică ; *B* — metale lichide cu o interacțiune slabă.

Este interesant de remarcat faptul că analizele prezentate mai sus scot în evidență importanța deosebită pe care unghiul de umectare o are asupra procesului de germinare.

În același timp nu trebuie neglijat faptul că determinarea unghiului de umectare ridică încă suficiente dificultăți pentru a putea fi un parametru ușor de manevrat în expresia capacității de a constitui germeni pentru diferitele particule prezente în baia metalică. Aceasta, cu atît mai mult cu cît în procesul de germinare sînt în discuție aglomerări de ordinul cîtorva sute de atomi, ceea ce este total diferit față de situația reală în care se măsoară unghiul θ.

Avînd în vedere dificultățile prezentate de teoria de mai sus, s-au făcut încercări de a se explica teoria germinării eterogene luînd în considerare numai acele situații cînd unghiul de umectare $\theta = 0$, acestea fiind de fapt situațiile care prezintă și importanță practică.

Factorul cel mai important care este luat în considerare în această situație este posibilitatea existenței unei potriviri a rețelei celor două faze solide la interfața nucleu-suport-catalizator și dacă nucleul este din punct de vedere structural coerent cu suportul catalizator.

Pe această bază se poate aprecia că proprietatea unui suport de a cataliza procesul de nucleere se manifestă în capacitatea lui de a ordona atomii la limita de separație lichid-suport, ca urmare a interacțiunii dintre acestea. Ca rezultat densitatea lichidului pur adiacent la suport este o funcție de această interacțiune (fig. 3.12).

Suporții cu o interacțiune puternică vor determina o densitate mare în apropierea suprafeței de separație, dar vor avea o acțiune de catalizare a procesului de nucleeară apropiată numai dacă configurația structurală a fazei lichide este apropiată în timp ce substraturile care au o interacțiune slabă sau foarte slabă vor determina micșorarea densității și vor împiedica procesul de nucleere.

Această ordonare care are loc la suprafața de separație este impusă de către relația dintre structura cristalină a suprafeței și fazei care nucleează și apare în teoria nucleerii ca o modificare a energiei libere de volum a fazei care nucleează.

Diferența între structura cristalină la interfața dintre suport și lichid în două cazuri diferite este arătată în figura 3.13.

Energia liberă de suprafață între două faze solide *1* și *2* se poate exprima prin relația :

$$\sigma_{12} = \sigma_1 + \sigma_2 - \Sigma u_{12}, \qquad (3.14)$$

în care : σ_1 și σ_2 sînt energiile superficiale ale fazelor *1* și *2* ;

u_{12} — energia de interacțiune dintre atomii de pe o față cu cei din cea de a doua a suprafeței de separație.

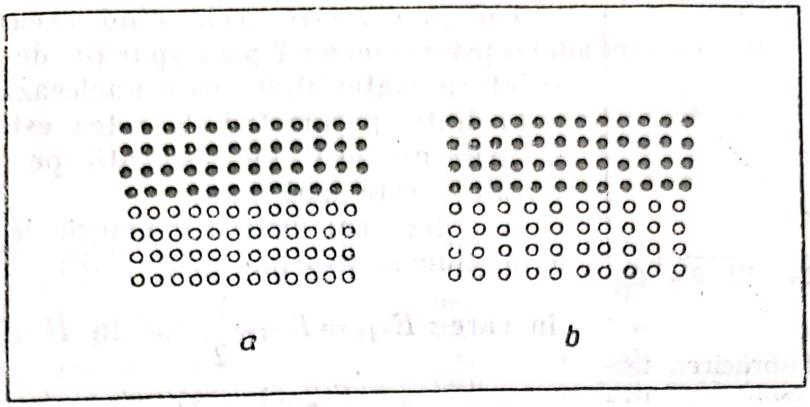


Fig. 3.13. Reprezentare schematică a configurației atomice ideale în cazul unei interfețe coerente *(a)* și necoerente *(b)*.

Atunci cînd două rețele cristalografice nu se potrivesc, una din ele va fi comprimată, iar cea de a doua întinsă. Comprimarea acționează în sensul creșterii energiei superficiale a componenților, iar întinderea determină micșorarea acestei energii. Avînd în vedere forțele de repulsie foarte mari care acționează, se poate neglija practic comprimarea și deci și creșterea energiei superficiale.

Torsionarea rețelei, care apare ca urmare a întinderii, modifică atît energia superficială cît și energia de interacțiune.

Astfel :

$$\sigma_{12} = \sigma_1 + (\sigma_2 - \sigma_x) - (\Sigma u_{12} - u_{dis} - u_x),$$

în care : u_{dis} este energia liberă necesară formării unei dislocații ;

u_x — micșorarea interacțiunii între cele două faze datorită torsionării ca urmare a diferenței dintre parametrii acestora.

Diferența relativă ideală de rețea se exprimă prin valoarea δ_i definită prin relația :

$$\delta_i = \frac{a_2^0 - a_1^0}{a_1^0}, \tag{3.15}$$

în care a_1^0 și a_2^0 sînt parametrii rețelelor cristaline în planul de separație.

Dacă rețeaua cristalină a metalului care nucleează este torsionată pînă cînd se elimină această diferență, atunci torsiunea care apare în rețea este dată de relația :

$$e = \frac{a_1^- - a_1^0}{a_1^0}, \tag{3.16}$$

în care a_1^- este noua dimensiune a rețelei cristaline a metalului care a nucleat.

În aceste condiții, diferența reală se exprimă astfel :

$$\delta = \delta_i - e = \frac{a_2^0 - a_1^-}{a_1^0}. \tag{3.17}$$

Scanned with OKEN Scanner

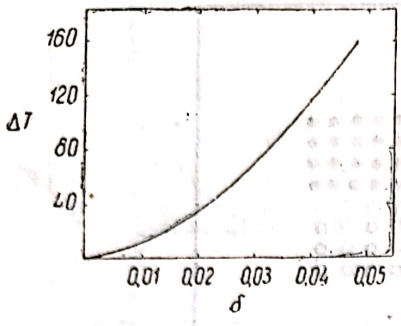


Fig. 3.14. Subrăcirea teoretică necesară pentru nucleerea eterogenă a aluminiului în funcție de parametrul de diferență relativă a rețelei δ.

Un alt caz este acela cînd această diferență de rețea se rezolvă prin apariția de dislocații în structura materialului care nucleează. Cu cît diferența dintre parametrii de rețea este mai mare cu atît numărul de dislocații pe unitatea de suprafață este mai mare.

Energia unei dislocații marginale pe unitatea de lungime se exprimă prin relația :

$$\text{în care : } E_{dis} = B + \frac{1}{2}\tau_0 a^2 \ln R/a, \qquad (3.18)$$

$\tau_0 = G/2\pi(1-\nu)$

B este energia miezului dislocației ;

R — extinderea zonei tensionate datorită formării dislocației ;

G — modul transversal de elasticitate ;

ν — raportul de elasticitate *Poissons*.

În aceste condiții, energia la interfață se modifică cu o valoare :

$$\Delta\sigma = 2E_s \cdot \frac{\delta}{a} = \Lambda\delta,$$

în care $\Lambda = 2B/a + \tau_0 a \ln R/a$.

Rezultă deci că energia la interfață este mărită atît prin torsionare cît și prin formarea de dislocații. În primul caz $\sigma_{12} = f(\delta^2)$, iar în cel de al doilea $\sigma_{12} = f(\delta)$.

Pe baza acestor considerații s-au stabilit corelații între mărimea δ și subrăcirea necesară în vederea germinării eterogene. După cum se constată din figura 3.14, în cazul aluminiului sînt necesare subrăciri destul de mari, chiar și la valori mici ale lui δ. Pe bază de date experimentale s-au determinat subrăcirile critice în cazul nucleerii heterogene a aluminiului (tabelul 3.2).

Tabelul 3.2

Compuși folosiți pentru germinarea eterogenă a aluminiului

Compusul	Structură cristalină	δ	Efectul de nucleere
VC	cubic	0,014	puternic
TiC	cubic	0,060	puternic
TiB_2	hexagonal	0,048	puternic
AlB_2	hexagonal	0,038	puternic
ZrC	cubic	0,145	puternic
NbC	cubic	0,086	puternic
W_2C	hexagonal	0,035	puternic
Cr_3C_2	complex	—	slab
Cr_4C		—	slab
Mn_3C	complex	—	slab
Mn_4C			slab
Fe_3C	complex	—	slab

Scanned with OKEN Scanner

Tabelul 3.3

Carburi şi nitruri folosite ca potenţiali agenţi nucleanţi pentru fierul lichid

Compusul	Puritatea, în %	fazele prezente
Carbură de bor	99,6	B_4C
Carbură de crom	99,0	Cr_3C_2
Carbură de hafniu	99,5	HfC
Carbură de molibden	99,9	Mo_2C
Carbură de noibiu	99,8	NbC
Carbură de siliciu	99,0	$\alpha SiC + \beta SiC$
Carbură de tantal	99,9	TaC
Carbură de titan	99,5	TiC
Carbură de wolfram	99,9	WC
Carbură de vanadiu	99,0	V_4C_3
Carbură de zirconiu	99,5	ZrC
Nitrură de aluminiu	99,5	AlN
Nitrură de bor	99,9	BN
Nitrură de molibden	99,5	γMoN
Nitrură de niobiu	99,5	NbN
Nitrură de tantal	99,5	TaN
Nitrură de titan	99,0	TiN
Nitrură de wolfram	98,0	WN,
Nitrură de vanadiu	98,0	VN
Nitrură de zirconiu	99,99	ZrN (urme de ZrO)

În cazul nucleerii heterogene a fierului s-au studiat un număr de 20 compuşi formaţi din carburi şi nitruri (tabelul 3.3) care au fost utilizaţi ca germeni eterogeni pentru nucleere. Din cele 20 carburi şi nitruri numai 6 au arătat capacităţi corespunzătoare privind nucleerea heterogenă (tabelul 3.4). Ca exemplu de influenţă a acestor compuşi asupra subrăcirii critice se dă cazul nitrurii de zirconiu, care a micşorat valoarea subrăcirii critice cu 7°C (fig. 3.15), iar exemple de compus care nu au efect este cazul carburii de hafniu (fig. 3.16).

Tabelul 3.4

Mărimea subrăcirilor critice în cazul a cîtorva compuşi folosiţi ca agenţi de nucleere eterogenă

Compusul	T_{crit}, în °C	Efectul
TiN	1,65	foarte efectiv
TiC	1,83	foarte efectiv
SiC	4,16	moderat
ZrN	7,00	moderat
ZrC	13,60	mai puţin efectiv
WC	16,11	mai puţin efectiv

Scanned with OKEN Scanner

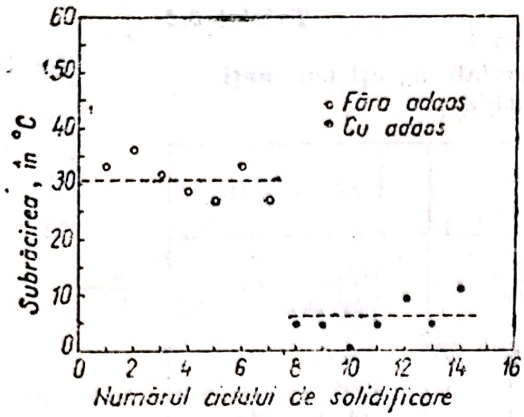


Fig. 3.15. Variația subrăcirii în cazul adăugării nitrurii de zirconiu ca agent de nucleere eterogenă.

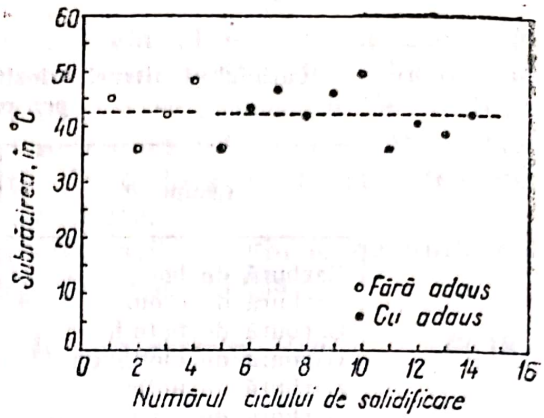


Fig. 3.16. Variația subrăcirii în cazul adăugării carburii de hafniu ca agent de nucleere.

Rezultatele experimentale existente confirmă principiile teoretice tratate mai sus. Astfel, în tabelul 3.5 se prezintă datele cristalografice pentru compușii apreciați că au un efect pozitiv în procesul de nucleere eterogenă a fierului, de unde se constată că pe măsură ce diferența de parametri structurali crește și gradul de subrăcire critică.

Tabelul 3.5

Date cristalografice pentru cîțiva agenți nucleanți

Compusul	Sistemul de cristalizare	a_0, în Å la 20°C	a_0, în Å la 1 555°C	Diferență relativă de rețea, în %
TiN	cubic	4,246	4,308	3,9
TiC	cubic	4,3270	4,3901	5,9
SiC	cubic	4,35965	4,3954	6,0
ZrN	cubic	4,56	4,61	11,2
WC	hexagonal	2,9063	2,9290	12,7
δ Fe	cubic	—	2,9315	—

În practica industrială se utilizează cu mult succes introducerea în metalul sau aliajul lichid a unor agenți care să ajute la obținerea unor materiale metalice cu structură fină. Astfel se introduc titan și bor în aliajele de aluminiu, ferosiliciul în fontă, carbon în aliajele de magneziu etc.

Toate aceste elemente se consideră că formează în baia metalică anumiți compuși care pot fi centri de nucleere. De reținut că efectul de nucleere al diferiților agenți se micșorează cu temperatura și timpul de menținere a metalului sau aliajului lichid (fig. 3.17).

Pe de altă parte, trebuie arătat că în cazul oțelului austenitic se introduc : grafit, SiC, Al_2O_3, MgO, $CaCN_2$, SiO_2, CaO, CaF_2, Fe_2O_3, FeMo, FeB, CaSi, CaSiMg, SiZr etc.

O importanță deosebită asupra efectului compușilor de mai sus prezintă gradul de supraîncălzire deasupra temperaturii lichidus. S-a demonstrat experimental că în cazul oricărui tip de oțel se recomandă o supraîncălzire cu cel puțin 50°C.

Scanned with OKEN Scanner

O altă metodă utilizată în vederea creșterii vitezei de nucleere și a obținerii unor materiale cu structură fină, care a cunoscut o aplicare tot mai mare în ultimii ani este germinarea dinamică, care presupune vibrarea lichidului metalic prin utilizarea ultrasunetelor, a vibrării mecanice, agitării prin injectare de gaze, agitare în cîmp magnetic etc.

Explicația științifică a acestui fenomen nu este bine cunoscută, făcîndu-se totuși cîteva încercări de explicație. Astfel, s-a considerat că efectul obținut constă în fragmentarea dendritelor în creștere, ceea ce conduce la apariția unui număr mare de centri de nucleere.

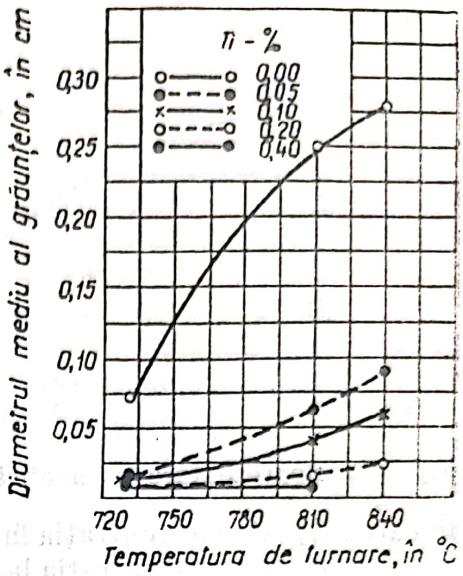


Fig. 3.17. Efectul temperaturii de turnare și a adaosului de titaniu asupra mărimii grăunților în cazul aliajelor Al—Cu turnate.

O altă explicație constă în aceea că în urma presiunilor mari care apar în timpul vibrării, se micșorează raza critică a nucleelor stabile care pot apoi crește. Această explicație presupune că vibrarea acționează direct asupra procesului de nucleere. O asemenea considerație este parțial infirmată de faptul că structura metalelor pure nu este influențată prin vibrare.

O explicație mai ușor de acceptat este aceea care presupune că presiunea care apare determină creșterea substanțială a punctului de topire al aliajului lichid, ceea ce determină activarea acelor nuclei care sînt inactivi la temperatură obișnuită de topire.

Indiferent de aceste aproximări în explicarea fenomenelor, s-au făcut eforturi pentru aplicarea în practică a metodei ca urmare a rezultatelor pozitive obținute.

3.2. REDISTRIBUIREA ELEMENTELOR DE ALIERE ÎN TIMPUL PROCESULUI DE SCHIMBARE A STĂRII DE AGREGARE

Procesele de germinare prezentate pînă acum presupun existența în faza lichidă a aceluiași fel de atomi, adică metale pure. În cazul metalelor impure și aliajelor, procesele de formare a structurii sînt mult mai complexe ca urmare a redistribuirii elementului sau elementelor dizolvate în faza lichidă, între faza lichidă și cea solidă în timpul schimbării stării de agregare. Această redistribuire conduce la schimbări în morfologia de creștere a cristalelor și la apariția de micro- și macrosegregări în piesa turnată.

Raport de repartiție. În cazul unei diagrame de echilibru (fig. 3.18, *a*) se definește raportul de repartiție la echilibru ca fiind dat de relația :

$$k_0 = \frac{C_s}{C_l}, \qquad (3.19)$$

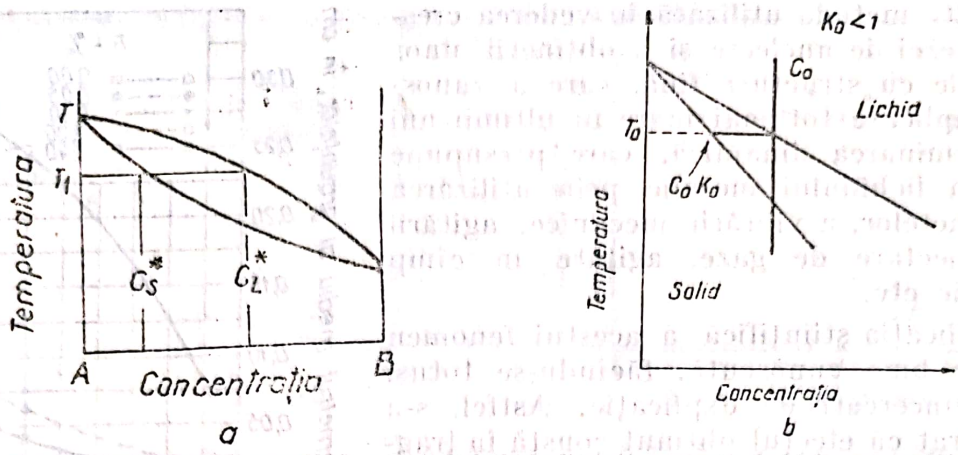


Fig. 3.18. Reprezentare schematică a modului definirii raportu lui de repartiție $K_0 < 1$.

în care: C_s este concentrația la echilibru a elementului dizolvat în faza solidă ;
C_l — concentrația la echilibru a elementului dizolvat în faza lichidă.

Astfel pentru elementele mai des întîlnite în oțel se cunosc următorii parametrii de segregare (tabelul 3.6).

Tabelul 3.6

Parametrii de segregare $(1-K_i)$ pentru sisteme binare pe bază de fier în domeniul δ

Elementul	Panta curbei lichidus $K/N_i \cdot 10^{-3}$	Temperatura cea mai scăzută, în °C	Parametrul de segregare $(1-K_i)$
Al	0,125	1 500	0,05
Au	1,70	1 500	0,97
Be	0,75	1 500	0,43
C	1,66	1 494	0,94
Ce	1,13	595	0,64
Co	0,18	1 499	0,10
Cr	0,14	1 507	0,08
Cu	0,53	1 478	0,30
Gd	1,03	1 500	0,59
Ge	1,40	1 500	0,23
Hf	0,56	1 525	0,32
La	0,93	1 460	0,53
Mn	0,47	1 472	0,27
Mo	0,46	1 445	0,26
Nb	1,10	1 500	0,63
Ni	0,44	1 511	0,24
P	1,70	1 500	0,97
Pd	0,85	1 478	0,48
Pt	0,39	1 519	0,22
Rh	0,42	1 515	0,24
Ru	−0,06	1 536	−0,03
S	1,70	1 500	0,97
Sb	1,31	1 400	0,74
Si	0,64	1 500	0,36
Sn	1,30	≃1 130	0,74
Ta	1,20	1 450	0,68
Ti	1,10	1 500	0,63
U	0,97	1 500	0,55
V	0,23	1 500	0,13
W	0,14	1 525	0,14
Zr	1,42	1 500	0,81
As, BPu, Y	1,76	—	~1

Scanned with OKEN Scanner

Pe baza datelor din termodinamica aliajelor, considerînd ecuaţiile lui *Gibbs-Duhem*, se poate scrie că :

$$K_0 = 1 - \frac{m_l \cdot \Delta H^A}{R T_{top}^{A^2}}, \tag{3.20}$$

în care : m_l este panta tangentei la curba lichidus în diagrama de echilibru ;
ΔH^A — entalpia de topire a componentului A ;
T_{top}^A — temperatura de topire a componentului A.

Ecuaţia de mai sus se poate utiliza atît pentru soluţii ideale, cît şi pentru cele reale, fiind necesar să se cunoască tangenta la curba lichidus. În cazul soluţiilor ideale, însă, se poate calcula K_0 prin utilizarea doar a unor mărimi termodinamice :

$$K_0 = exp \frac{\Delta H^B (T_{top}^A - T_{top}^B)}{R \cdot T_{top}^A \cdot T_{top}^B}, \tag{3.21}$$

în care : ΔH^B este entalpia la topire a componentului B ;
T_{top}^B — temperatura de topire a componentului B.

Dacă se consideră solidificarea unui aliaj cu compoziţia C_0 şi raportul de repartiţie $K_0 < 1$, din diagrama de echilibru se constată că primele cristale care apar vor avea compoziţia $K_0 C_0$ (fig. 3.18, *b*). Deoarece $K_0 < 1$, rezultă că are loc o uşoară creştere a concentraţiei elementului dizolvat în lichid.

În aceste condiţii se pot întîlni două cazuri distincte şi anume : elementul dizolvat se dispersează în aliajul lichid numai prin difuzie sau are loc o amestecare a acestuia într-un timp foarte scurt în restul masei lichide prin convecţie sau agitare.

Redistribuirea elementului dizolvat prin difuzie. Dacă se consideră cazul din figura 3.19, se constată deci că deoarece are loc o îmbogăţire locală a lichidului cu elementul dizolvat, următorul front de solid va avea o compoziţie egală cu $(C_0 + \delta C_0)K_0$, în care produsul δC_0 reprezintă îmbogăţirea locală. La interfaţa lichid-solid are loc o creştere a concentraţiei elementului dizolvat şi ca urmare a gradientului de concentraţie are loc o difuzie a lui în masa de lichid.

Condiţiile de regim staţionar se obţin atunci cînd cantitatea de element dizolvat care se depune este egală cu cea care difuzează în masa de lichid. În aceste condiţii distribuţia dizolvatului în faza lichidă este dată de relaţia :

$$D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} + V \frac{\partial C}{\partial x} = 0, \tag{3.22}$$

cu soluţia generală de forma :

$$C = A + B \, exp\left(-\frac{Vx}{D}\right), \tag{3.23}$$

în care : C este concentraţia în lichid a elementului dizolvat la distanţa x de interfaţa lichid-solid ;
D — coeficientul de difuzie ;
A, B — constante funcţie de condiţiile de limită ;
V — viteza de creştere a cristalelor.

Punînd condițiile inițiale :

$$x = 0 \qquad C = C_0/K_0$$

$$x = \infty \qquad C = C_0$$

și înlocuind în relația (3.23) se obține soluția ecuației :

$$C = C_0\left[1 + \frac{1 - K_0}{K_0} \exp\left(-\frac{Vx}{D}\right)\right]. \tag{3.24}$$

În figura 3.19 se prezintă profilul concentrației C în condiții de regim staționar în cazul cînd $K_0 < 1$. În cazul cînd $K_0 > 1$ soluția ecuației este aceeași, cu condiția că se inversează profilul concentrației (fig. 3.20).

După cum se constată din relația 3.24, profilul concentrației este puternic influențat de D, V și $K_0 < 1$. Astfel, diferența de concentrație la o distanță x de la interfață crește la viteze mici de creștere V și coeficienți mari de difuzie (fig. 3.21).

Din datele experimentale se constată că la o concentrație a elementului dizolvat mai mare de 0,5%, creșterea concentrației acestuia la suprafața de separație lichid-solid este așa de mare, încît forma suprafeței se schimbă de la una plană la una difuză ; în acest caz ecuația 3.24 nu se mai poate aplica.

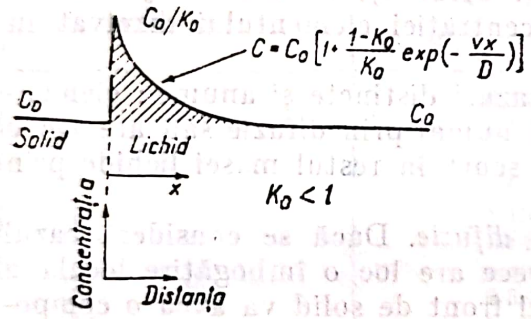


Fig. 3.19. Profilul variației concentrației elementului dizolvat ($K_0 < 1$) la interfața lichid-solid în timpul solidificării cînd are loc o redistribuire a elementului dizolvat numai prin difuzie.

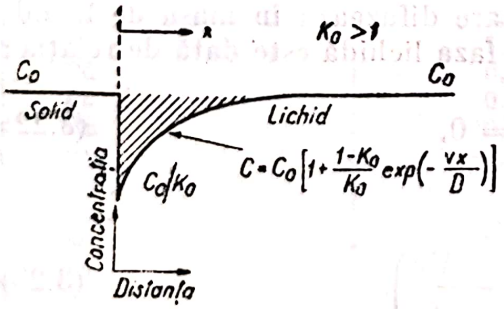


Fig. 3.20. Profilul concentrației în condiții de regim staționar cînd $K_0 > 1$.

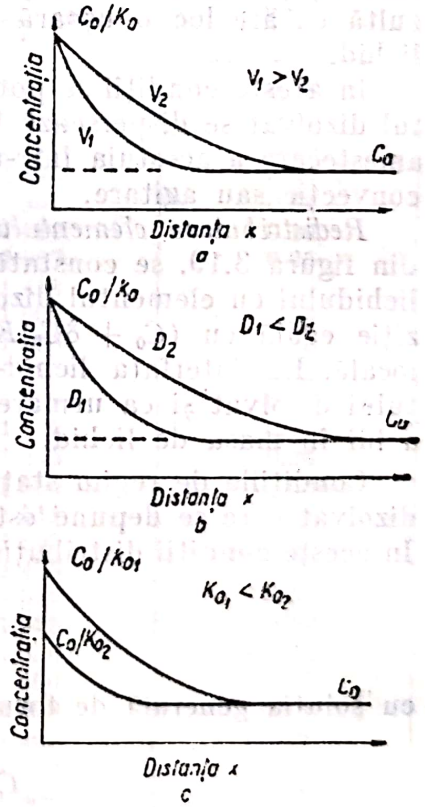


Fig. 3.21. Influența vitezei de creștere *(a)*, a difuziei *(b)* și a coeficientului repartiției *(c)* asupra profilului concentrației dizolvatului în faza lichidă din fața frontului de cristalizare.

Redistribuirea elementului dizolvat prin amestecare totală în faza lichidă. Procesul de amestecare totală se poate asigura prin convecție sau prin agitare a băii metalice. Se consideră pentru exemplificare cazul unui aliaj la care $K_0 < 1$. Dacă se consideră x ca fiind fracția de volum de lichid solidificat inițial, W masa de element dizolvat rămas în lichid, W_0 masa totală de element dizolvat din lichid înainte de începerea solidificării și C concentrația elementului dizolvat în lichid după ce fracția x s-a solidificat, atunci prin definiție

$$C_x = CK_0. \tag{3.25}$$

Considerînd o unitate de volum inițial de lichid se poate scrie că :

$$C = \frac{W}{1-x}, \tag{3.26}$$

în care concentrația C este exprimată în unități de element dizolvat pe unitatea de volum de lichid. Dacă în continuare se solidifică o fracție de volum dx, atunci concentrația C_s în acest strat va fi :

$$C_s = -\frac{dW}{dx}.$$

Din relațiile 3.25 și 3.26 se poate scrie că :

$$C_s = \frac{K_0 W}{1-x},$$

de unde

$$-\frac{dW}{W} = \frac{K_0 dx}{1-x}.$$

Prin integrare se obține :

$$\int_{w_0}^{w} -\frac{dW}{W} = \int_{0}^{x} \frac{K_0 dx}{1-x},$$

cu soluția :

$$W = W_0(1-x)^{K_0}$$

Știind că $C_s = -\frac{dW}{dx} = W_0 K_0 (1-x)^{K_0-1}$ și că $C_0 = W_0$, atunci :

$$C_s = C_0 K_0 (1-x)^{K_0-1}, \tag{3.27}$$

care este profilul concentrației în stratul solid de grosime x. În figura 3.22 se prezintă acest profil. Deoarece s-a considerat că amestecarea are loc foarte rapid și că difuzia în faza solidă este zero, se poate scrie din relațiile 3.25 și 3.27 compoziția fazei lichide ca fiind :

$$C = C_0(1-x)^{K_0-1}. \tag{3.28}$$

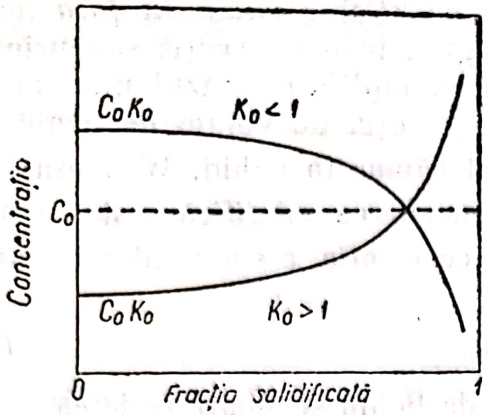


Fig. 3.22. Dependența dintre concentrație și distanță în cazul în care are loc o amestecare completă a dizolvatului în lichidul din fața frontului de cristalizare.

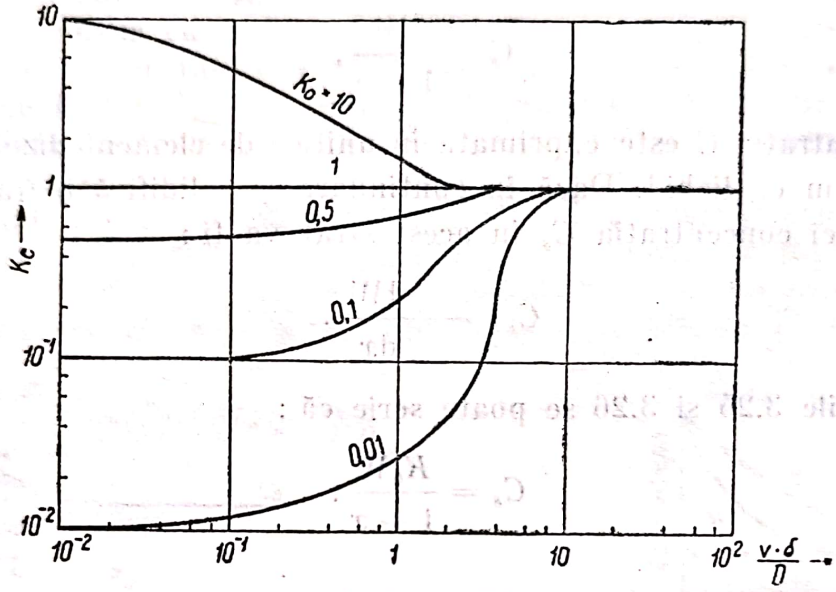


Fig. 3.23. Coeficientul de repartiție efectiv K_i în funcție de viteza redusă de solidificare $\frac{v\cdot\delta}{D}$ și coeficientul de distribuție la echilibru K_0.

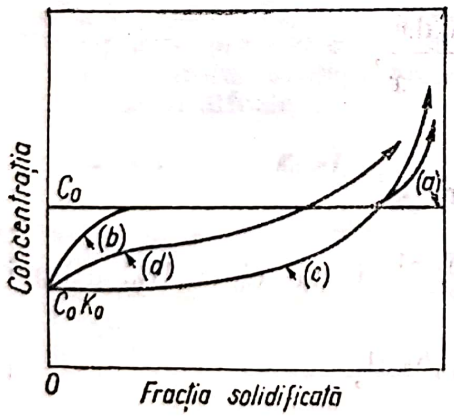


Fig. 3.24. Variația concentrației dizolvatului într-o bară solidificată dintr-un aliaj lichid cu compoziția inițială C_0:

a — solidificarea în condiție de echilibru ; *b* — difuzia dizolvatului în faza lichidă ; *c* — amestecare completă ; *d* — amestecare parțială.

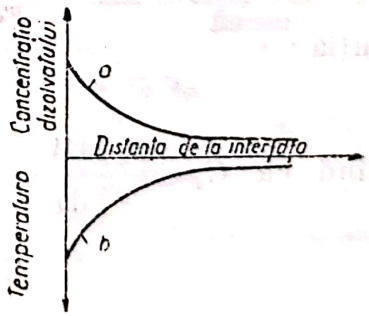


Fig. 3.25. Profilul concentrației dizolvatului în lichidul din fața interfeței solid-lichid *(a)* și temperaturii de solidificare la echilibru *(b)*.

Redistribuirea elementelor dizolvate prin amestecare parțială și difuzie. Se consideră că îmbogățirea în element dizolvat ce are loc la suprafața de separație lichid-solid se elimină în timp prin agitare și difuzie pe o distanță de grosime δ, de dimensiuni 10^{-2} mm ... 1 mm. Variația concentrației dizolvatului în faza solidă este dată de relația :

$$C_s = C_0 K_e (1 - x)^{K_e - 1}, \tag{3.29}$$

în care :

$$K_e = \frac{K_0}{K_0 + (1 - K_0) \exp\left(-\frac{V \cdot \delta}{D}\right)}.$$

În figura 3.23 se prezintă coeficientul efectiv de distribuție funcție de raportul $\frac{V\delta}{D}$ și K_0, iar în figura 3.24 se prezintă comparativ variația concentrației elementului dizolvat într-o bară solidificată dintr-un aliaj lichid de concentrație C_0 pentru cele trei cazuri analizate mai sus.

Pe baza considerațiilor de mai sus se poate arăta că redistribuirea elementelor de aliere în timpul procesului de formare și de creștere a cristalelor conduce la apariția de neuniformități ale compoziției chimice, ale modului de creștere a cristalelor și morfologiei acestora. Pe de altă parte ca urmare a redistribuirii apare o subrăcire numită subrăcire de compoziție.

Din figura 3.18 se poate scrie temperatura de echilibru a unui aliaj dacă se cunoaște panta curbei lichidus (m) și concentrația :

$$T_L = T_{top} - mC,$$

în care : T_{top} este temperatura de topire a metalului pur.

Prin înlocuirea lui C din relația 3.24 se obține :

$$T_L = T_{top} - mC_0 \left[1 + \frac{1 - K_0}{K_0} \exp - \frac{Vx}{D}\right]. \tag{3.30}$$

În condițiile solidificării în regim staționar se poate scrie expresia temperaturii la interfața lichid-solid ca fiind :

$$T_i = T_{top} - \frac{m \cdot C_0}{K_0}. \tag{3.31}$$

Înlocuind valoarea lui T_{top} din relația 3.31 în relația 3.30, rezultă că :

$$T_L = T_i + \frac{mC_0(1 - K_0)}{K_0}\left[1 - \exp\left(-\frac{Vx}{D}\right)\right]. \tag{3.32}$$

După cum se constată din figura 3.18, *b* cînd un aliaj lichid cu concentrația dizolvatului C_0 este răcit la temperatura T_0 primul strat care apare în faza solidă va conține C_0K_0 element dizolvat, iar restul element de dizolvat $C_0(1 - K_0)$ a îmbogățit lichidul din imediata vecinătate a zonei solide, ceea ce a determinat o micșorare a temperaturii lichidus (fig. 3.25).

În figura 3.26, *a* se prezintă temperatura lichidus și temperatura reală din aliajul lichid în funcție de distanța de la peretele formei în care se toarnă.

Scanned with OKEN Scanner

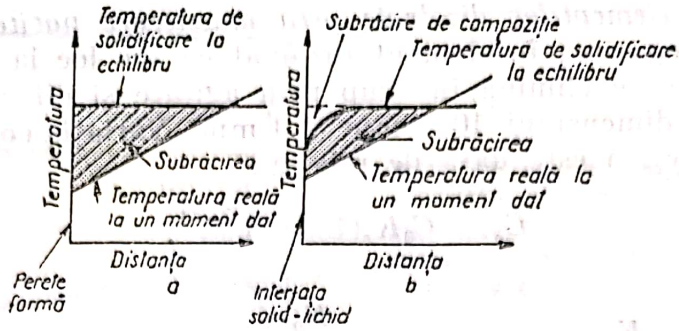


Fig. 3.26. Reprezentarea schematică a influenței subrăcirii de compoziție asupra subrăcirii termice.

Ca urmare a prezenței subrăcirii de compoziție are loc o micșorare a subrăcirii termice (fig. 3.26, *b*). Pe măsură ce concentrația elementului dizolvat la interfață crește, subrăcirea termică a lichidului la interfața solid-lichid este micșorată. Ca urmare a acestei micșorări a subrăcirii termice se micșorează și viteza de creștere sau de înaintare a frontului de solidificare. În zonele unde concentrația elementului dizolvat este mică, creșterea va avea loc cu o viteză mai mare față de cele unde concentrația este mai mare. În figura 3.27, *a*, se prezintă situația în care la interfața lichid-solid au apărut două zone A și B, în care concentrația elementului dizolvat $C_A < C_B$.

Ca urmare a acestei diferențe de concentrație, subrăcirile termice în cele două cazuri vor fi diferite, după cum se arată în figura 3.27, *c* ; *d*. Existența unei subrăciri termice mai mari în A conduce la o viteză de creștere mai mare (fig. 3.27, *b*).

Este interesant de remarcat faptul că o micșorare a subrăcirii termice poate să apară și ca urmare a influenței căldurii latente de solidificare (fig. 3.28).

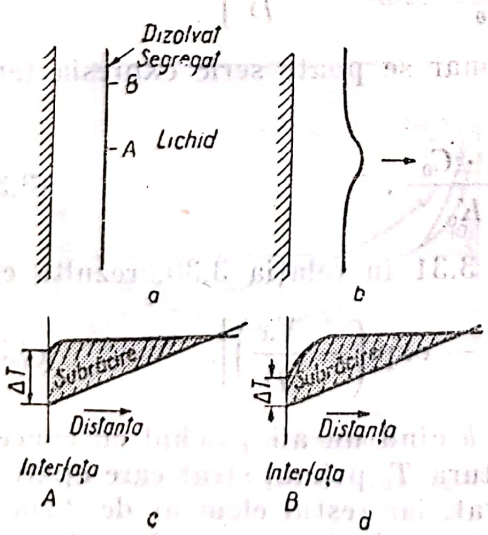


Fig. 3.27. Segregarea dizolvatului la interfața solid-lichid și influența acesteia asupra subrăcirii termice.

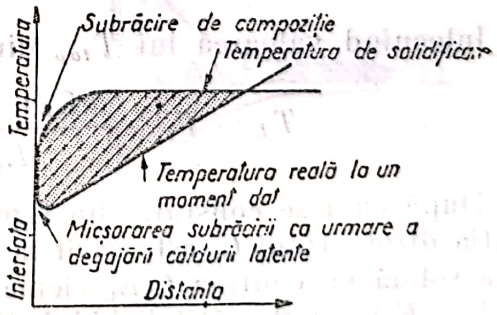


Fig. 3.28. Variația subrăcirii termice în fața interfeței lichid-solid.

3.3. CREȘTEREA CRISTALELOR

Procesele de creștere care decurg după nucleere determină structura cristalină a pieselor turnate. Cinetica procesului de creștere depinde în mare măsură de ușurința cu care atomii din faza lichidă se pot atașa la suprafața germenului solid, care la rîndul ei depinde de structura interfeței solid-lichid. Această structură și formă a interfeței solid-lichid influențează atît morfologia cristalelor, cît și numărul și distribuția defectelor din structura cristalină a fazei solide. Modul de creștere a cristalelor individuale, cît și de avansare a frontului de solidificare depind și de schimbările termice și constituționale care apar în lichidul adiacent fazei solide. Toate aceste fenomene se influențează reciproc și determină schimbări ale vitezei și modului de creștere a cristalelor.

Creșterea din faza lichidă se poate considera ca fiind rezultatul a două mișcări diferite ale atomilor. Astfel, la interfața cristalului are loc o trecere din lichid în solid, care determină viteza de solidificare și trecerea din solid în lichid care determină viteza de topire.

Interfața solid-lichid poate fi definită ca un strat limită între lichid și solid. În general, se consideră două tipuri de interfețe sau suprafețe de separație, după cum se arată în figura 3.29 și acestea pot fi suprafețe plane bine definite (treceri abrupte) (fig. 3.29, *a*) și nedefinite cînd trecerea de la lichid la solid se extinde peste cîteva straturi de atomi (trecere gradată) (fig. 3.29, *b*).

În primul caz, trecerea de la lichid la solid se consideră a avea loc prin intermediul unui singur strat atomic. În realitate în procesul de creștere această trecere presupune mai multe straturi atomice.

În cel de al doilea caz, trecerea de la lichid la solid se face prin intermediul unei zone care cuprinde mai multe straturi atomice, numită suprafață de separație difuză, în care spre deosebire de primul caz, ordonarea atomilor crește dinspre faza lichidă spre cea solidă, pînă cînd atomii își ocupă pozițiile lor în rețeaua cristalină a solidului.

În figura 3.30 se prezintă o zonă difuză de separație indicîndu-se prin linia punctată atomii care aparțin fazei solide și cei care aparțin fazei lichide. Este de remarcat că în zona difuză proprietățile termodinamice ale straturilor atomice se schimbă continuu de la cele caracteristice fazei lichide, la cele pentru faza solidă. Interfețele abrupte corespund unui număr abrupt de tensiuni superficiale. Fețele care corespund unui minim neabrupt nu sînt atomic plane și se numesc fețe rugoase.

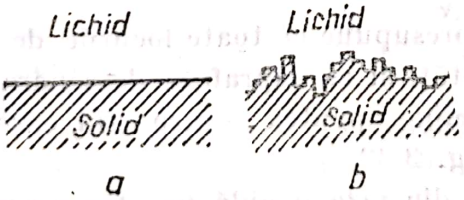


Fig. 3.29. Tipuri de interfețe.

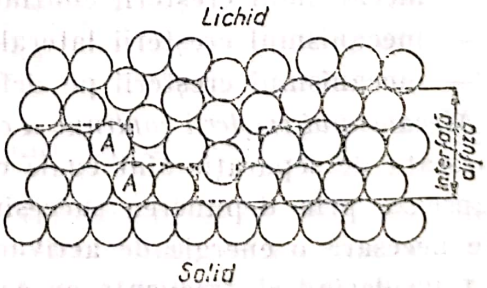


Fig. 3.30. Distribuția atomilor într-o zonă de separație în cazul unei interfețe difuze.

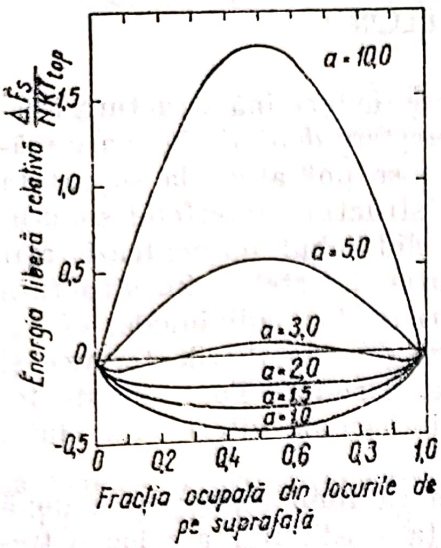


Fig. 3.31. Variația relativă a energiei libere de suprafață în funcție de fracția locurilor de pe suprafața ocupată.

Aprecierea dacă o față este abruptă sau neabruptă, se poate face și fără cunoașterea variației tensiunii superficiale. Pentru aceasta se consideră o suprafață pe care sînt N locuri disponibile, unde se pot atașa atomii din faza lichidă. La echilibru lichid-solid se poate scrie că variația relativă a entalpiei libere este :

$$\frac{\Delta F_s}{NkT_{top}} = \alpha(1-x)x + x \ln x + (1-x) \ln (1-x). \qquad (3.33)$$

în care : $\alpha = \frac{L_{top}\xi}{kT_{top}}$;

N — numărul de locuri posibile pe suprafață ;
k — constanta lui *Boltzman* ;
T_{top} — temperatura de topire ;
x — fracția de locuri ocupate ;
L_{top} — căldura latentă de topire ;
ξ — factor cristalografic.

Mărimea α depinde de natura materialului lichid din care se formează solidul.

În figura 3.31 se prezintă dependența dintre energia liberă relativă $\frac{\Delta F_s}{NkT_{top}}$ și fracția relativă x de locuri de pe interfața ocupată și parametrul α.

Din figură se constată că există două tipuri distincte de interfețe și anume : cele pentru care $\alpha \leqslant 2$ și care au un minimum de energie cînd $x = 0{,}5$ adică jumătate din numărul de locuri este ocupat și cele pentru care $\alpha \geqslant 5$ la care energia prezintă un minim doar cînd o mică parte din locuri e ocupată sau doar o mică parte e liberă. Aceste două tipuri de suprafețe corespund celor două prezentate anterior : adică suprafața de separație difuză și suprafața de separație plană.

Pe bază de date practice se constată că pentru mai toate metalele $\alpha \leqslant 2$, ceea ce confirmă ipoteza anterioară că mai toate metalele au o suprafață de separație solid-lichid difuză.

În funcție de forma pe care o au suprafețele de separație lichid-solid, creșterea cristalelor se poate face prin mai multe mecanisme :

— mecanismul creșterii continue ;
— mecanismul creșterii laterale ;
— mecanismul creșterii pe defecte.

Mecanismul creșterii continue a cristalelor presupune că toate locurile de pe suprafața de separație sînt egale ca proprietăți și că suprafața de separație avansează prin depunerea succesivă a atomilor, pentru transportul cărora este necesară o energie de activare ΔG_c (fig. 3.32).

Considerînd că frecvența cu care atomii din faza lichidă pot trece peste limita de energie ΔG_c este egală cu $\nu_0 \cdot N'$, în care N' este numărul de atomi care au o energie de activare corespunzătoare în orice moment și ν_0 — frec-

Scanned with OKEN Scanner

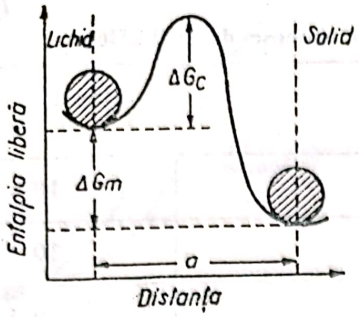


Fig. 3.32. Reprezentare schematică a diagramei entalpiei libere pentru o interfață lichid-solid.

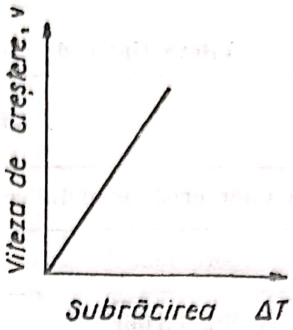


Fig. 3.33. Schema dependenței vitezei de creștere de subrăcire.

venţa de vibraţie, se poate scrie că frecvenţa cu care atomii trec din faza lichidă în cea solidă este dată de relaţia :

$$\nu_{l.s} = \nu_0 \exp\ (-\Delta G_c/kT). \tag{3.34}$$

Similar se poate scrie pentru atomii care trec din faza solidă în faza lichidă :

$$\nu_{sl} = \nu_0 \exp\ -[(\Delta G_c + \Delta G_{top})/kT]. \tag{3.35}$$

Atunci viteza reală de depunere este :

$$\nu_{real} = \nu_{ls} - \nu_{sl} = \nu_{ls}[1 - \exp\ (-\Delta G_{top}/kT)]. \tag{3.36}$$

Ştiind că $\Delta G_{top} = \dfrac{\Delta H_{top} \cdot \Delta T_{crit}}{T_{top}}$ şi înlocuind în relaţia 3.36 se obţine după cîteva simplificări că :

$$\nu_{real} = -\nu_{ls} \frac{\Delta H_{top} \cdot \Delta T_{crit}}{kT_{top}^2}, \tag{3.37}$$

Considerînd că toate locurile de pe suprafaţa de separaţie sînt favorabile procesului de creştere şi că prin depunerea unui strat atomic suprafaţa de separaţie avansează cu distanţa a, se poate scrie că viteza de creştere este dată de relaţiile :

$$v_c = a\nu_{real};$$

$$\nu_c = -a\nu_{ls} \frac{\Delta H_{top} \cdot \Delta T_{crit}}{kT_{top}^2};$$

$$\nu_c = \mu_c \cdot \Delta T_{crit}, \tag{3.38}$$

de unde rezultă că viteza de creştere este direct proporţională cu subrăcirea (fig. 3.33).

Constanta μ_c poate fi calculată şi ea are valoarea egală cu 10^{-2} m·s^{-1}·K^{-1}, ca urmare este de aşteptat obţinerea unor viteze mari de creştere în cazul unor subrăciri mici. Pe de altă parte vitezele de creştere întîlnite în practică (tabelul 3.7) arată că subrăcirile sînt practic foarte mici, de ordinul a 10^{-4} °C.

Mecanismul creşterii laterale consideră că suprafaţa de separaţie solid-lichid este plană şi în trepte şi că procesul de creştere are loc prin nucleerea

Scanned with OKEN Scanner

Tabelul 3.7

Viteze tipice de creștere în cazul cîtorva procese de solidificare

Procesul	Viteza de creștere, în $m \cdot s^{-1}$
Creșterea unor cristale metalice singulare	10^{-5}
Creșterea direcțională	10^{-4}
Solidificarea lingourilor	10^{-4}
Creșterea dendritică în primele faze cînd $\Delta T = 0{,}02T_{lop}$	$5 \cdot 10^{-2}$
Creșterea dendritică cînd $\Delta T = 0{,}2T_{lop}$	$5 \cdot 10^{1}$

omogenă de straturi noi sub forma unor discuri care cresc lateral pînă cînd se formează un strat complet.

Figura 3.34 evidențiază schematic modul de creștere laterală. Viteza de creștere laterală se exprimă prin relația :

$$v_l = \mu_l \exp\left(-\frac{b}{\Delta T}\right), \tag{3.39}$$

în care : μ_l și b sînt constanta care depind de natura metalului lichid.

Se constată din relația de mai sus că vitezele de creștere sînt destul de mici la subrăciri mici.

Mecanismul creșterii pe defecte presupune că există pe suprafața de separație mai multe trepte de creștere continuă pe care atomii din lichid se pot atașa continuu.

Aceasta înseamnă că se formează un cristal care nu este perfect și are o dislocație elicoidală la interfața solid-lichid (fig. 3.35).

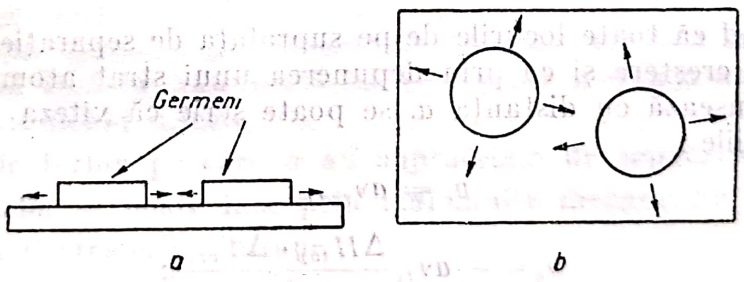


Fig. 3.34. Schema formării nucleelor sub formă de disc pe o suprafață de cristal :
a — vedere paralelă la suprafața cristalului ; *b* — vedere perpendiculară la suprafața cristalului.

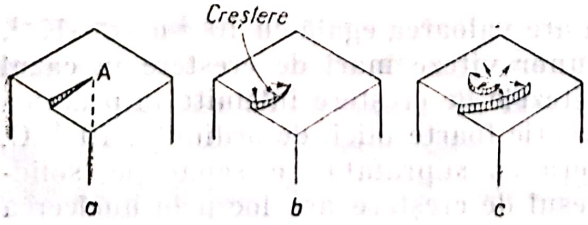


Fig. 3.35. Mecanismul creșterii cristalelor prin intermediul dislocațiilor elicoidale :
a — dislocație elicoidală într-un cristal ; *b*, *c* — stadii succesive ale creșterii cristalului.

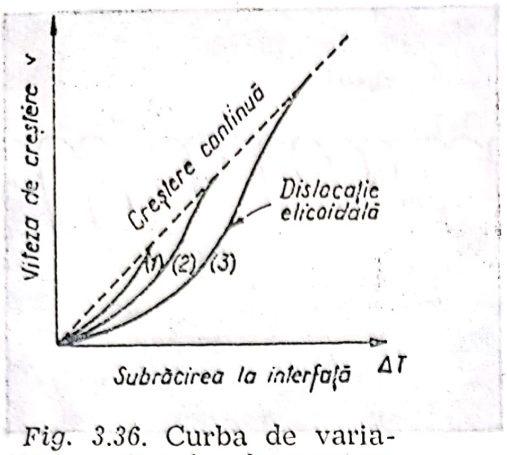


Fig. 3.36. Curba de variație a vitezei de creștere prin intermediul unei dislocații elicoidale funcție de subrăcire :

1 și *2* — curbe pentru cazul unei interfețe difuze; *3* — pentru cazul unei interfețe plane.

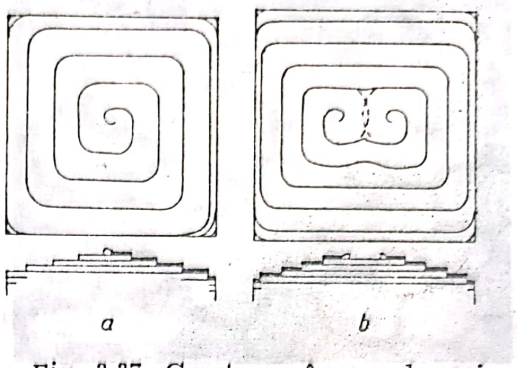


Fig. 3.37. Creșterea în cazul unei dislocații simple *(a)* și a unei perechi de dislocații *(b)*.

Ca și germenii bidimensionali, dislocațiile elicoidale formează la suprafața cristalului trepte pe care se depun atomi individuali în condiții energetice avantajoase, producînd creșterea aceluiași strat atomic sub forma unei spirale.

Viteza de creștere este dată de relația :

$$V_d = \mu_d(\Delta T)^2, \qquad (3.40)$$

din care se constată o dependență a vitezei de creștere de pătratul subrăcirii (fig. 3.36).

În cristalele reale metalice numărul de dislocații este de ordinul 10^8 pe cm^2. În figura 3.37 se prezintă comparativ creșterea în cazul existenței unei *(a)* și respectiv două *(b)* dislocații.

Viteza totală de creștere este practic aceeași indiferent de numărul de perechi de dislocații de semn opus.

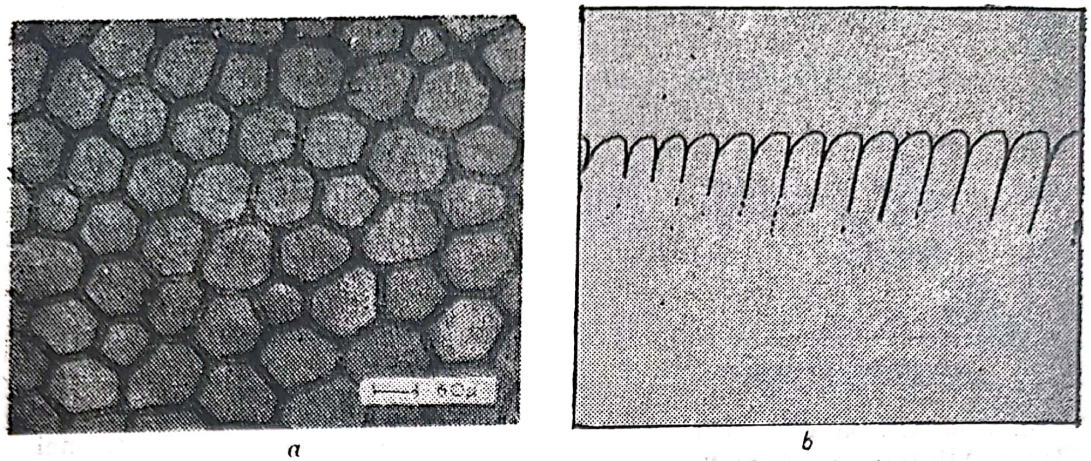
Viteza se schimbă atunci cînd pe suprafața de separație există dislocații care nu au o pereche de sens opus. Viteza totală devine egală cu viteza obținută din relația de mai sus multiplicată cu numărul de dislocații fără pereche de sens opus.

Este interesant de arătat că defectele la scara atomică (vacante, dislocații) se pot produce în timpul creșterii cristalelor, în special în prezența impurităților, cînd au loc deformări și torsionări ale rețelei la interfața suport-germene.

3.4. FORMA CRISTALELOR OBȚINUTE LA SOLIDIFICARE

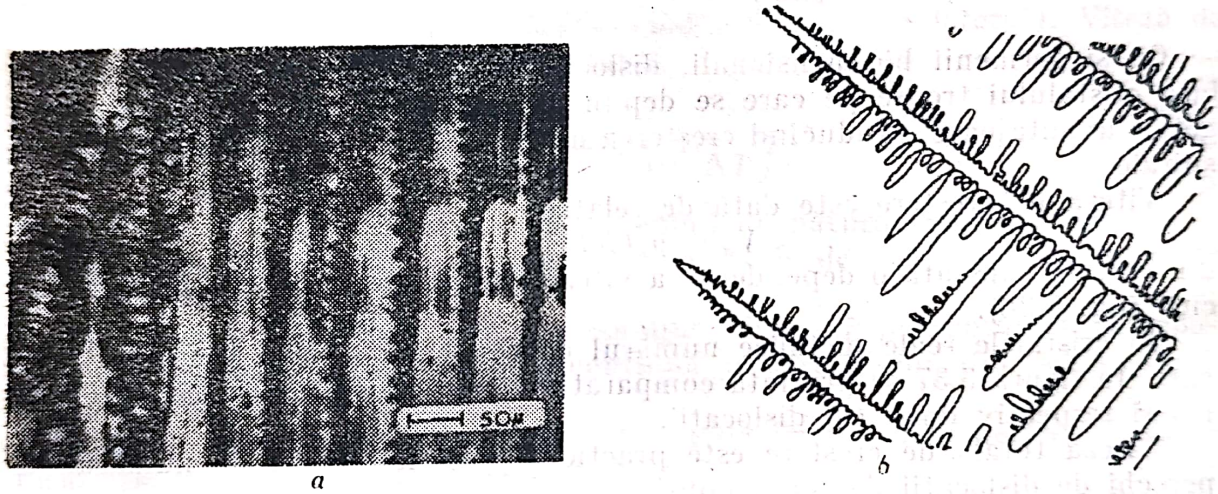
În absența subrăcirii constituționale, comportarea aliajelor lichide în timpul solidificării este aceeași ca și a metalelor pure, cu diferența că va apare un fenomen de macrosegregare.

Existența unei zone cu răcire constituțională în fața frontului de solidificare conduce la perturbarea formei unei suprafețe plane de separație lichid-solid. La o subrăcire constituțională mică celulele dintr-o suprafață cu o structură celulară devin alungite (fig. 3.38). Pe măsură ce subrăcirea con-



a b

Fig. 3.38. Structura de interfață celulară :
a — vedere normală a unei interfețe ; *b* — vederea unei interfețe în creștere într-o tetrabromură de carbon impură.



a b

Fig. 3.39. Interfață celular-dendritică :
a — creșterea unor ramuri dendritice pe celule alungite; *b* — creștere dendritică în ciclohexanol.

stituțională crește, vîrfurile celulelor devin tot mai alungite și se ramifică tinzînd către o formă de dendrite celulare (fig. 3.39).

Practic nu există un criteriu precis care să stabilească condițiile de trecere de la o structură celulară la una dendritică, dar se consideră că există o interdependență între gradientul de temperatură G și viteza de creștere v, (fig. 3.40). De menționat că în ambele cazuri de structuri (celulară și dendritică) au loc fenomenele microsegregării și macrosegregării.

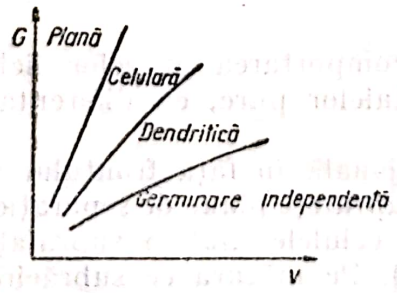


Fig. 3.40. Influența gradientului de temperatură și a vitezei de creștere asupra morfologiei cristalelor la solidificare pentru un anumit aliaj.

Pe baza considerațiilor de mai sus se vor analiza în continuare modul de formare a diferitelor tipuri de structuri principale obținute în piesele turnate : structura celulară și structura dendritică.

3.4.1. STRUCTURA CELULARĂ

Creșterea celulară constituie o morfologie de interfață lichid-solid, care apare în cazul creșterii cristalelor în condiții speciale.

Pentru stabilirea condițiilor de formare a structurii celulare se consideră că gradientul elementului dizolvat în aliajul lichid la interfață este dat de ecuația :

$$\left(\frac{dC_l}{dx'}\right)_{x'=0} = -\frac{v}{D_l} C_l(1-K), \tag{3.41}$$

și că variația temperaturii de echilibru (T_e) la interfață funcție de distanța (x') de la interfață este dată de relația :

$$\left(\frac{dT_l}{dx'}\right)_{x'=0} = m_l \left(\frac{dC_l}{dx'}\right)_{x'=0}, \tag{3.42}$$

în care : C_l este compoziția fazei lichide ;
m_l — tangenta la curba lichidus.

În condițiile de formare a structurii primare, subrăcirea constituțională se consideră egală cu zero atunci cînd gradientul de temperatură G în lichidul din fața interfeței de separație este egal sau mai mare decît variația $\left(\frac{dT}{dx'}\right)_{x'=0}$, determinată de redistribuirea dizolvatului.

Ținînd seama că în cazul unei subrăciri constituționale egală cu zero există condiții optime pentru stabilirea unei interfețe de separație plană, se poate scrie condiția de stabilitate a interfeței celulare ca fiind :

$$\frac{G_l}{v} \geqslant -\frac{m_l C_s(1-K)}{KD_l}.$$

De menționat că ecuația de mai sus este valabilă indiferent dacă în aliajul lichid există sau nu curenți de convecție, deoarece întotdeauna la interfață există un strat subțire laminar.

În condiții de regim staționar, fără convecție, concentrația $C_s = C_0$ și ecuația de mai sus devine :

$$\frac{G_l}{v} \geqslant -\frac{m_l G_0(1-K)}{KD_l}. \tag{3.43}$$

În cazul unor curenți de convecție puternici, care determină o amestecare completă a elementului dizolvat în aliajul lichid, se consideră concentrația din lichid ca fiind C_∞ și atunci :

$$\frac{G_1}{v} \geqslant -\frac{m_1 C_\infty(1-K)}{KD_l}. \tag{3.44}$$

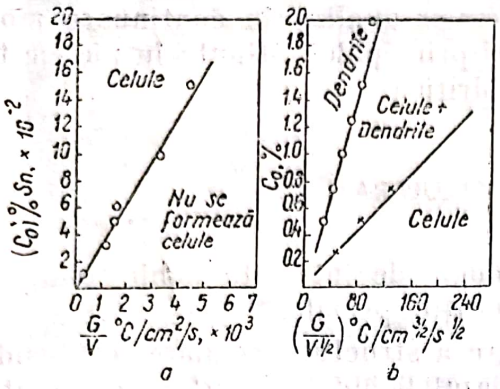
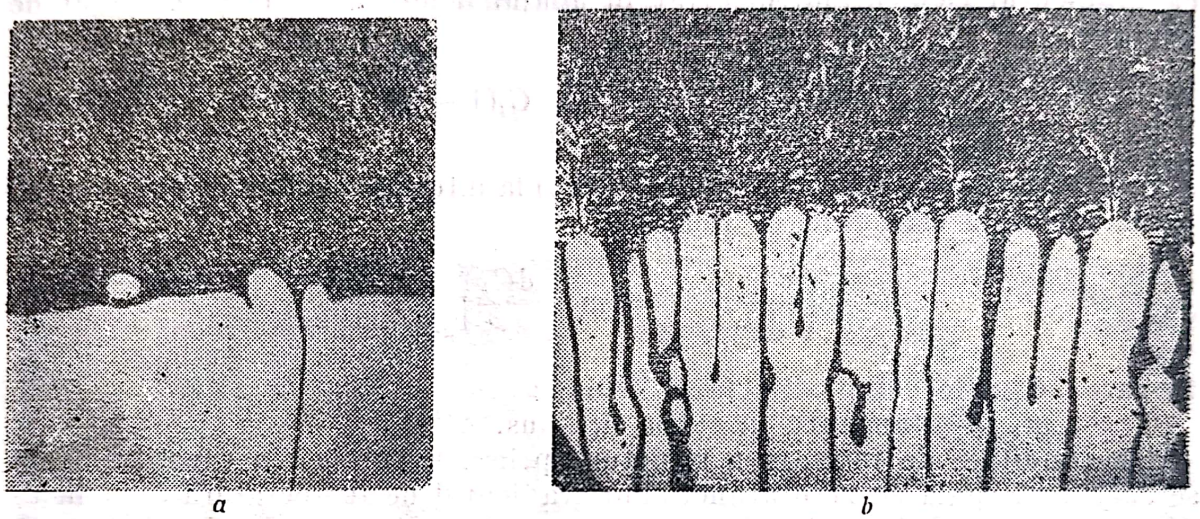


Fig. 3.41. Influența concentrației dizolvatului C_0, gradientului de temperatură G și vitezei de solidificare v asupra modului de solidificare :

a — formarea unei interfețe celulare ; *b* — trecerea de la o creștere celulară la una dendritică într-un aliaj Sn-Pb.



a *b*

Fig. 3.42. Celule într-un Al—Cu puse în evidență prin întreruperea procesului de solidificare la răcire foarte rapidă :

a — perturbarea inițială a unui front de solidificare plan ; *b* — celule dezvoltate.

Studii efectuate pe materiale organice transparente au arătat că funcție de raportul G_l/v suprafața de separație plană devine, pe măsură ce raportul scade, încrețită și apoi celulară, după cum se vede din figura 3.38, *b*. În figura 3.41 se prezintă rezultatele experimentale privind condițiile de stabilitate ale interfeței în cazul aliajelor Sn—Pb în funcție de raportul G_l/v și concentrația aliajului.

Metoda utilizată pentru observarea unei interfețe celulare constă în întreruperea procesului de solidificare printr-o răcire foarte rapidă, așa cum se observă în figura 3.42, unde se prezintă structura în cazul unui aliaj Al—Cu.

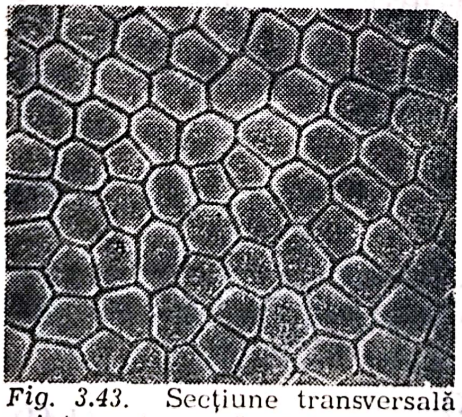
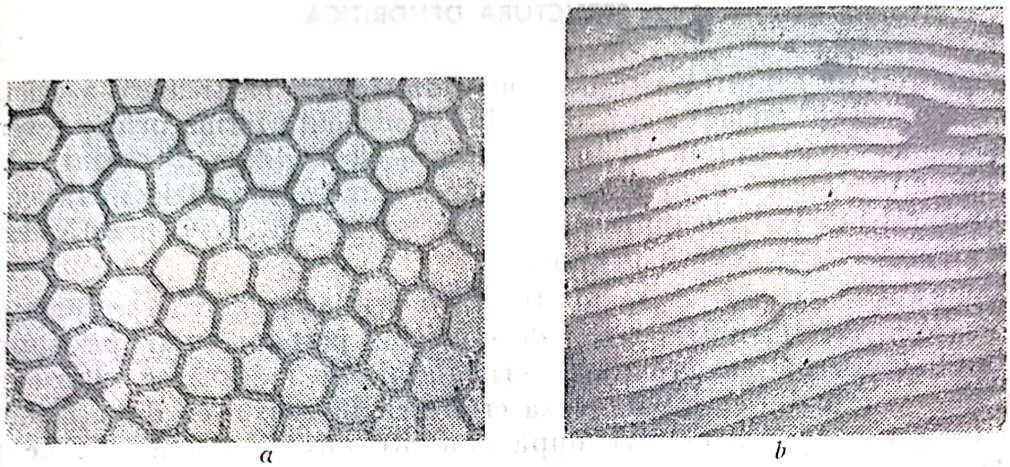


Fig. 3.43. Secțiune transversală printr-o structură celulară a unui aliaj Pb-Sn (×60).

O secțiune transversală printr-o structură celulară similară celei din figura 3.42, arată în general, ca în figura 3.43, unde se observă celule sub formă de hexagon distribuite uniform.

O altă metodă utilizată constă în decantarea lichidului nesolidificat în timpul procesului de solidificare și observarea suprafeței obținute. Un exemplu de asemenea structură obținută se prezintă în figura 3.44.

Scanned with OKEN Scanner



a *b*

Fig. 3.44. Interfața celulară în cazul solidificării unui aliaj Pb-Sn pusă în evidență prin decantarea lichidului nesolidificat : (× 165).

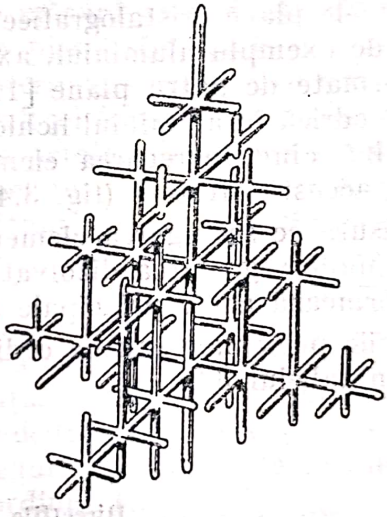


Fig. 3.45. Reprezentare schematică a unei dendrite.

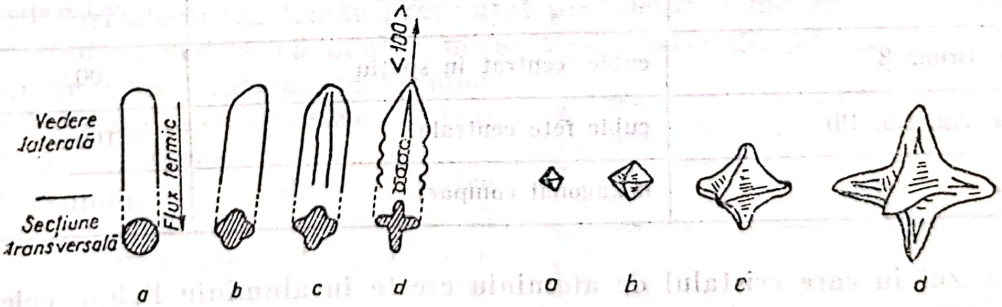


Fig. 3.46. Schema schimbării formei unui cristal pe măsură ce crește viteza de creștere : *a* — celulă în creștere la viteză mică ; *b* — celulă în creștere în direcția dendritică < 100 > ; *c* — celulă cu proeminență ; *d* — dendrită cu început de ramificație laterală.

Fig. 3.47. Procesul de formare a axelor principale ale dendritei dintr-un cristal octaedric.

3.4.2. STRUCTURA DENDRITICĂ

Denumirea de dendrită este dată unei morfologii particulare a cristalelor cu aspect de ferigă (arborescent, fig. 3.45) și se poate forma prin creștere din topitură, din vapori sau în timpul depunerii electrolitice. Structura dendritică este caracteristică unui număr foarte mare de materiale metalice obținute prin cristalizare din topitură, ceea ce explică interesul practic deosebit pe care această structură îl prezintă.

După cum s-a văzut, în cazul structurii celulare, celulele se formează și cresc, în general, la viteze mici de creștere, perpendicular pe suprafața lichid-solid indiferent de orientările cristalului. Pe măsură ce viteza crește, orientările cristalografice influențează creșterea în sensul că direcția de creștere a celulei începe să devieze după anumite direcții cristalografice preferențiale. În mod similar începe să se simtă influența orientărilor cristalografice și în secțiunea transversală a celulelor (fig. 3.46). Pe măsură ce viteza de creștere devine tot mai mare, ramurile laterale din figura 3.46, *c* devin tot mai pronunțate, devenind ramuri de ordinul II.

În general structura dendritelor este direct legată de creșterea preferențială pe unele plane cristalografice. În metalele cu structură cubică cu fețe centrate, de exemplu aluminiul, axele dendritelor se găsesc în axele unei piramide formate de patru plane [111]. În cazul unui cristal de aluminiu de formă octoedrică în aluminiul lichid, (fig. 3.47), acesta își păstrează forma sa inițială pînă cînd segregarea elementului dizolvat din jurul lui începe să împiedice această creștere (fig. 3.47, *b*).

Pe măsură ce segregarea elementului dizolvat crește, vîrfurile celor șase piramide, unde segregarea dizolvatului este mai mică, încep să crească mai mult și formează axele principale ale dendritelor (fig. 3.47, *c*, *d*).

Ramurile principale sau de ordinul *I* cresc din axele principale după direcțiile din tabelul 3.8.

Tabelul 3.8

Direcțiile creșterii dendritice

Metalul sau aliajul	Structura	Orientarea preferențială
Fe, Si, Bronz β	cubic, centrat în spațiu	<100>
Al, Cu, Ag, Au, Pb	cubic fețe centrale	<100>
Cd, Zn	hexagonal compact	<1010>

În cazul în care cristalul de aluminiu crește în aluminiu lichid, cele trei axe principale vor crește cu aceeași viteză (fig. 3.48). Ramurile dendritice principale vor crește din aceste axe principale, iar cele secundare vor crește din cele primare. Dacă cristalul nucleează pe suprafața formei în care aliajul sau metalul este turnat, axele principale și ramurile principale nu vor crește cu aceeași viteză. Cele două ramuri care cresc de-a lungul suprafeței de separație, vor crește mai repede față de cea perpendiculară acestei supra-

Scanned with OKEN Scanner

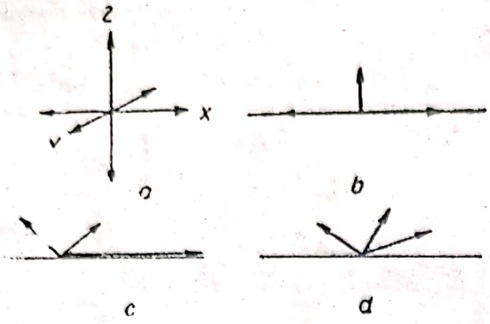


Fig. 3.48. Suprafața formei și direcțiile principale de creștere a axelor principale.

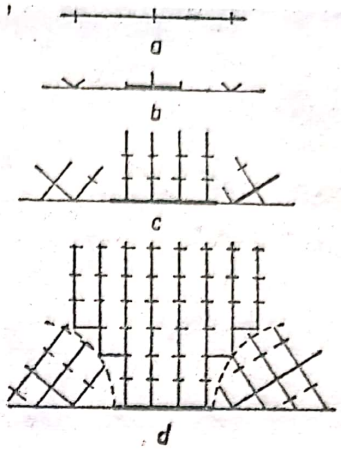


Fig. 3.49. Reprezentare schematică a creșterii unui cristal la peretele formei.

fețe ca urmare a faptului că subrăcirea maximă se obține la suprafața de separație metal formă și se micșorează pe măsură ce distanța crește de la suprafața de separație spre axa termică a piesei (fig. 3.48).

În figura 3.48, *c* se arată situația creșterii unui cristal în cazul în care numai axa principală crește în lungul suprafeței formei, iar în figura 3.48, *d* cazul în care axele principale intersectează peretele formei în același punct.

În condiții practice pe suprafața formei nucleează în același timp mai multe cristale (fig. 3.49, *a*). La început dendritele se dezvoltă independent ca în figura 3.49, *b*, după care, pe măsură ce cresc, ajung în contact și formează un strat subțire solid la suprafața formei. Axele și ramurile dendritice paralele cu direcția fluxului termic vor crește cu o viteză mai mare, față de cele neparalele care sînt împiedicate de cristalele înconjurătoare.

Ramurile primare, care cresc preferențial, formează ramuri secundare. Cînd aceste ramuri vin în contact cu dendritele adiacente (fig. 3.49, *d*) se schimbă direcția de creștere și ramurile dendritice vor crește în direcție paralelă cu direcția ramurilor primare (de ordinul I).

În general este de dorit ca distanțele dintre ramurile dendritice să fie cît mai mici posibile avînd în vedere că microsegregarea care se formează între aceste ramuri afectează foarte pronunțat proprietățile mecanice ale aliajului solid. Avînd în vedere că pentru micșorarea microsegregațiilor interdendritice sînt necesare tratamente termice de lungă durată și că duratele de tratament se micșorează direct pe măsură ce se micșorează distanțele dintre ramurile dendritice, se consideră că măsura cea mai potrivită pentru a se obține distanțe dorite între ramurile dendritice constă în aplicarea unor viteze de răcire corespunzătoare (fig. 3.50).

Pe de altă parte, dacă condițiile de răcire sînt identice, distanțele dintre

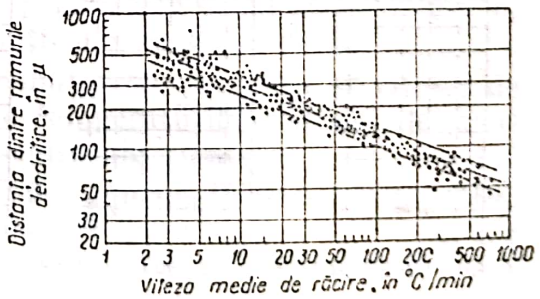


Fig. 3.50. Dependența dintre distanța dintre ramurile dendritice secundare și viteza de răcire în oțeluri carbon (0.1 ... 0,9% C)

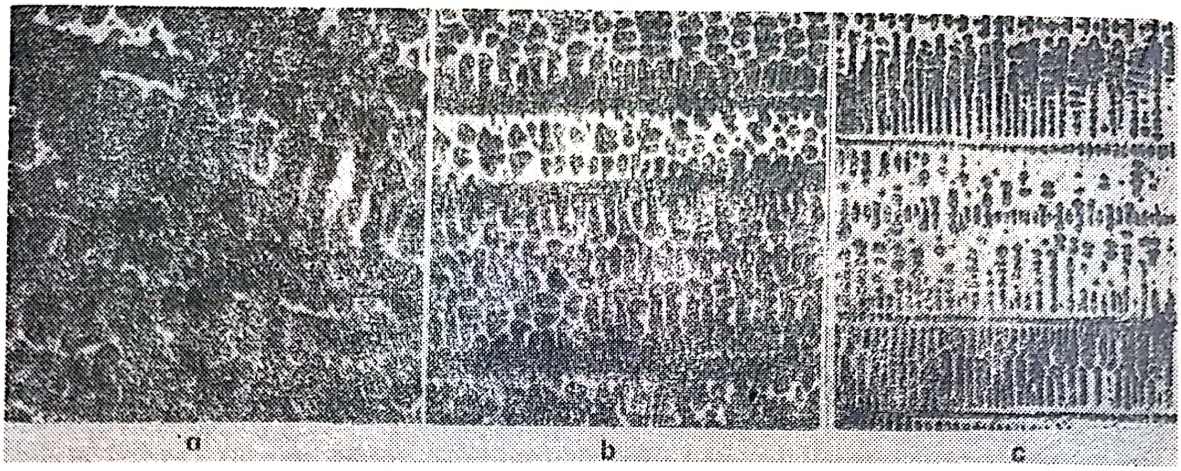


Fig. 3.51. Efectul concentrației dizolvantului asupra distanțelor dintre ramurile dendritice în lingouri de aliaj Sb-Pb cu concentrație diferită de Sb :
a — (Pb — 5‰ Sb) ; *b* — (Pb — 9% Sb) ; *c* — (Pb — 12% Sb).

ramurile dendritice sînt influențate de către concentrația dizolvatului în aliajul lichid. În figura 3.51 se prezintă variația distanțelor dintre ramurile dendritice în cazul unor aliaje Pb—Sb cu 5,9 și 12% Sb.

Pe măsură ce conținutul de stibiu crește, ramurile dendritice secundare devin tot mai apropiate și structura brută de turnare mai complexă.

Cînd concentrația elementului dizolvat este mică, ramurile primare ale dendritelor pot crește uniform (fig. 3.52, *a*). Pe măsură ce concentrația dizolvatului crește, segregarea acestuia tinde să împiedice creșterea uniformă a ramurilor (fig. 3.52, *b*, *c*). Pe măsură ce concentrația dizolvatului crește și mai mult ca urmare a segregării se accentuează tendința de frînare a creșterii unor ramuri dendritice. Această tendință se manifestă și în cazul ramurilor de ordinul *II* sau *III*, ceea ce conduce la apariția de distanțe diferite între ramurile dendritice.

În cazul unei concentrații mici a elementului dizolvat, cum e cazul din figura 3.52, *a*, cu cît coeficientul de distribuție este mai mic ($K_0 < 1$) sau mai mare ($K_0 > 1$), cu atît distanțele dintre ramurile dendritice sînt mai mici. Cu alte cuvinte, distanța dintre ramurile dendritice se micșorează pe măsură ce coeficientul de segregare ($1 - K_0$) crește (fig. 3.53).

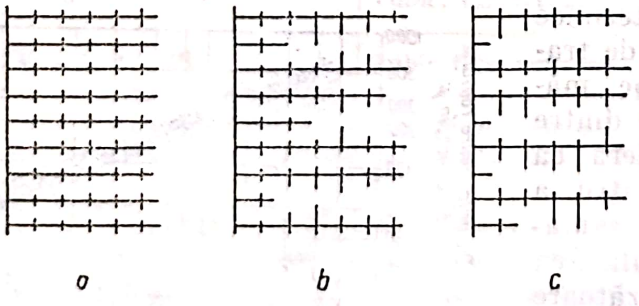


Fig. 3.52. Reprezentarea schematică a creșterii ramurilor primare ale dendritelor.

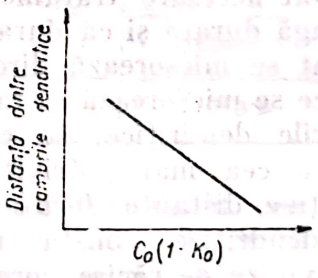


Fig. 3.53. Dependența între distanța dintre ramurile dendritice și gradul de segregare.

Fig. 3.54. Dendrite de fier obținute într-un lingou de oțel.

În condiții practice, ca urmare a subrăcirii termice și de compoziție, distanțele dintre ramurile dendritice sînt diferite, deoarece ramurile dendritice cresc străbătînd zone cu concentrații diferite de element dizolvat. În figura 3.54 se prezintă forma unor dendrite de fier obținute într-un lingou de oțel.

3.5. MACROSTRUCTURA CRISTALINĂ A PIESELOR TURNATE

După cum s-a văzut anterior, structura cristalină a metalelor și aliajelor turnate este determinată de trei factori principali: compoziția chimică, condițiile termice și condițiile de nucleere și creștere a cristalelor în aliajul lichid.

Compoziția chimică influențează formarea structurii primare prin coeficientul de repartiție, coeficienții de difuzie ai elementelor de aliere în faza lichidă și solidă, ceea ce influențează la rîndul lor, tendința de subrăcire de compoziție.

Compoziția chimică determină structura primară în cazul aliajelor monofazice sau cu grăunți eutectici sau combinații ale acestora două.

Condițiile termice se manifestă prin distribuția temperaturii și vitezei de răcire a piesei turnate. Acestea depind de temperaturile inițiale ale aliajului lichid și formei și de proprietățile termice ale acestora.

Condițiile de nucleere și creștere în lichid sînt exprimate prin posibilitățile existente pentru nucleere omogenă sau eterogenă, care depind la rîndul lor de prezența unor particule străine existente sau adăugate deliberat în baia metalică.

Dintre cei trei factori principali, condițiile termice prezintă o variație mare în decursul formării structurii primare a unei piese turnate. Ca urmare, structura piesei turnate va consta din zone separate cu caracteristici diferite

Scanned with OKEN Scanner

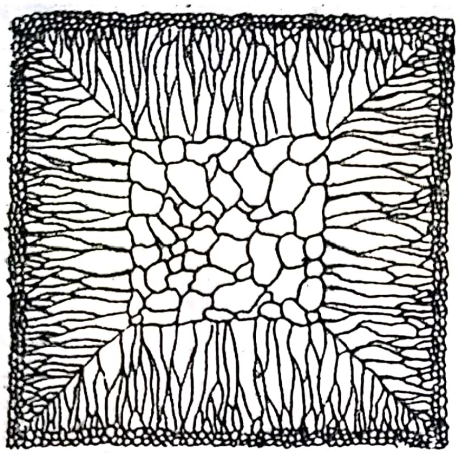


Fig. 3.55. Reprezentare schematică a structurii unui lingou.

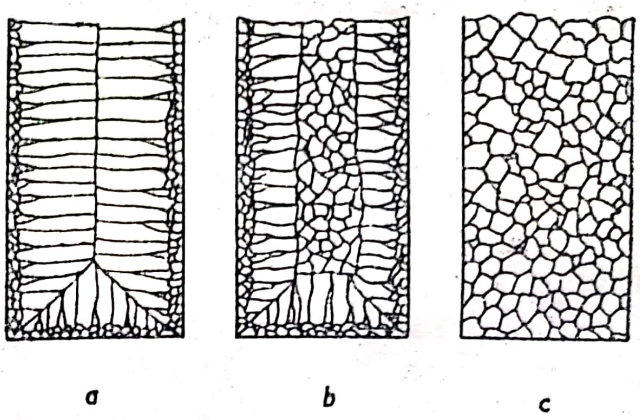


Fig. 3.56. Diferite structuri de turnare: *a* — fără zonă cu cristale echiacse; *b* — cu zonă cu cristale fine, columnare, echiacse; *c* — numai cu cristale echiacse.

(fig. 3.55). În figura 3.55, în mod schematic sînt reprezentate cele trei zone principale care se întîlnesc în structura unei piese turnate şi anume:

— la margine un strat îngust de cristale fine echiaxiale cu orientare întîmplătoare, format în condiţii de germinare eterogenă favorizată de pereţii formei;

— spre interior urmează o zonă de cristale dezvoltate alungit (dendritic) în direcţia de transmitere a căldurii, perpendicular pe pereţii formei, denumite *cristale columnare*;

— în centrul piesei turnate, o zonă de cristale echiaxiale şi uniforme.

Aceste trei zone se întîlnesc de obicei în piese sau lingouri turnate din oţeluri carbon şi slab aliate. Uneori una din zone poate să lipsească, cum este cazul oţelurilor inoxidabile, unde structura este columnară, fără zona de cristale echiaxiale şi cu o zonă mică sau fără de cristale fine la margine.

În aliajele de aluminiu, cu structură fină (modificate), structura este formată numai din cristale echiaxiale. În figura 3.56 se prezintă schematic toate cele trei situaţii.

În cazul în care se urmăreşte obţinerea unei izotropii ridicate a structurii, atunci trebuie să se obţină o structură fină cu cristale echiaxiale. Dacă din contră, se doreşte obţinerea unor proprietăţi anizotrope atunci se urmăreşte obţinerea unei structuri columnare. În consecinţă, rezultă că structura unei piese turnate poate fi influenţată şi ea poate varia de la una complet columnară, la una numai cu grăunţi echiaxiali.

Zona cu cristale fine se formează pe sau lîngă peretele formei, ca urmare a germinării eterogene avantajate de existenţa unei subrăciri termice foarte mari la contactul aliajului cu peretele formei. Numărul de cristale din această zonă mai depinde şi de supraîncălzirea aliajului lichid, temperatura formei, capacitatea de nucleere a pereţilor formei sau a aliajului lichid.

Cristalele din această zonă sînt echiaxiale şi cu orientare întîmplătoare.

Zona cu cristale columnare. Cristalele columnare cresc de la zona de cristale fine (fig. 3.57) şi au o puternică orientare cristalografică, care corespunde cu direcţiile de creştere preferenţială ale dendritelor. Axele cristalelor columnare sînt paralele cu direcţia fluxului termic.

Scanned with OKEN Scanner

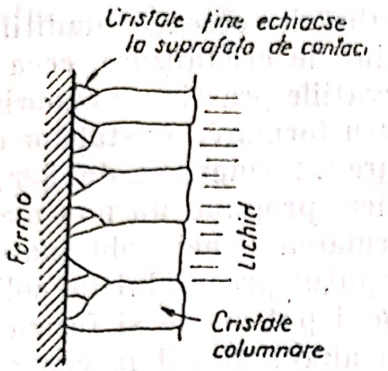


Fig. 3.57. Trecerea de la zona cu cristale fine la zona columnară.

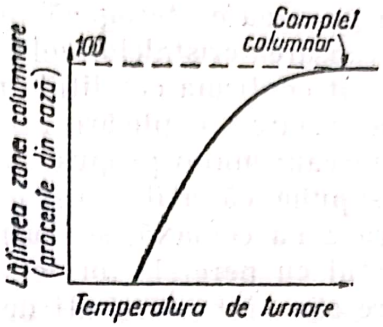


Fig. 3.58. Variația mărimii zonei columnare cu temperatura de turnare.

Pentru un aliaj cu o compoziție dată, mărimea zonei columnare crește odată cu creșterea temperaturii de turnare (fig. 3.58). Pentru o temperatură de turnare dată, mărimea zonei columnare se micșorează odată cu creșterea concentrației elementelor de aliere (fig. 3.59).

În cazul solidificării metalelor pure, structura de turnare este formată numai din cristale columnare.

Zona cu cristale echiaxe. Cristalele din această zonă au o mărime mai mare decît cea a cristalelor din zona de cristale fine și au o orientare întîmplătoare. Mărimea zonei cu cristale achiaxe este influențată de temperatura de turnare și de concentrația elementelor de aliere. O temperatură mare de turnare conduce la o micșorare a tendinței de formare a cristalelor echiaxe și de mărire a dimensiunilor lor și a zonei cu cristale columnare (fig. 3.58) în timp ce creșterea concentrației elementelor de aliere determină mărirea zonei cu cristale echiaxe și micșorarea zonei columnare (fig. 3.59).

În legătură cu mecanismul de formare și creștere a cristalelor echiaxe și implicit a zonei cu cristale echiaxe, au apărut mai multe teorii, dintre care se vor aminti cîteva considerate mai importante.

— *Winegard și Chalmers* consideră că formarea acestor cristale are loc ca urmare a existenței unei zone de subrăcire constituțională în centrul lingoului sau peretelui piesei turnate, ca urmare a fenomenelor de segregare

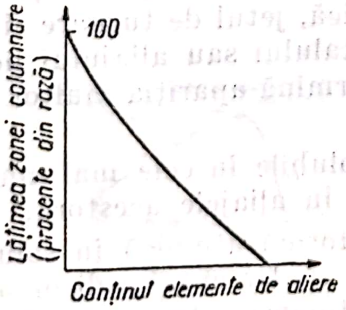


Fig. 3.59. Variația mărimii zonei columnare cu conținutul de elemente de aliere la aceeași temperatură de turnare

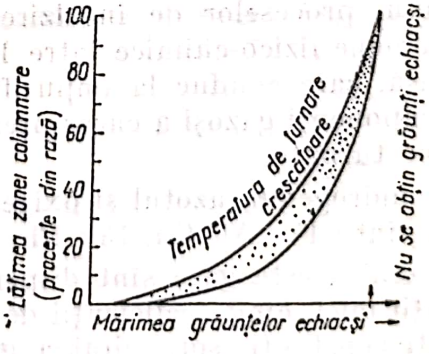


Fig. 3.60. Corelația dintre mărimea zonei columnare, mărimea cristalelor echiaxe și temperatura de turnare.

Scanned with OKEN Scanner

care au loc la interfața solid-lichid. Această subrăcire creează condiții optime pentru o germinare eterogenă în fața frontului de cristalizare, ceea ce blochează avansarea cristalelor columnare. Observațiile practice și experimentale nu au putut confirma condițiile necesare pentru formarea cristalelor echiaxe.

— Ca urmare a explicării necorespunzătoare a formării cristalelor echiaxe pe baza mecanismului propus mai sus, Chalmers propune un nou mecanism, care presupune că atît germenii pentru formarea zonei columnare, cît și cei pentru zona echiaxă, se formează la începutul procesului de solidificare la contactul cu peretele formei. Acești germeni pot crește și forma cristale columnare sau sînt antrenați de curenții din aliajul lichid în centrul piesei turnate unde ulterior cresc pînă la dimensiunile de cristale echiaxe.

— Un al treilea mecanism, propus de *Papapetrou*, constă în retopirea parțială a ramurilor dendritice columnare în creștere, ca urmare a fluctuațiilor de temperatură determinate de convecția naturală în timpul formării zonei columnare. O dovadă a justeței acestui mecanism constă în faptul că în cazul în care curenții de convecții din lichid în timpul formării zonei columnare au fost eliminați, s-a eliminat și formarea de cristale echiaxe.

— Cel de al patrulea mecanism a fost propus de către *Southin* și presupune că germenii pentru cristalele echiaxe se formează la suprafața liberă a lingoului sau piesei turnate și ca urmare a densității lor mai mari se deplasează în baia metalică în fața zonei columnare, crescînd pe măsură ce ei se deplasează.

Este interesant de remarcat faptul că în timpul solidificării pieselor turnate acționează de fapt simultan ultimele trei mecanisme analizate și ponderea unuia sau altuia depinde de condițiile reale existente în timpul solidificării.

Este unanim acceptat că trecerea de la zona columnară la cea cu cristale echiaxe are loc cînd cristalele echiaxe formate în fața cristalelor columnare au crescut suficient în mărime și număr. Aceasta înseamnă că trecerea are loc atunci cînd cristalele echiaxe au format o zonă bifazică sau un schelet, după cum presupune *Chalmers*.

3.6. GAZELE ÎN METALE ȘI ALIAJE

În timpul proceselor de încălzire, topire, afinare, menținere și turnare au loc fenomene fizico-chimice între baia metalică, jetul de turnare și atmosfera gazoasă, care conduc la impurificarea metalului sau aliajului lichid cu diferiți componenți gazoși a căror prezență determină apariția multor defecte ale pieselor turnate.

Astfel, hidrogenul, azotul și oxigenul sînt solubile în cele mai multe metale, cum sînt : Fe, Al, Cu, Sn, Pb, Ni etc. și în aliajele acestora.

În general aceste gaze sînt dispersate sub formă atomică în soluție. La concentrații mici, cînd coeficienții de activitate ai elementului dizolvat pot fi considerați constanți, solubilitatea gazelor biatomice este proporțională cu rădăcina pătrată a presiunii lor parțiale. Relația este cunoscută sub numele de *legea lui Sieverts* și, de exemplu, pentru hidrogen se poate scrie că :

$$[\%\ \mathrm{H}] = K_H \sqrt{p_{\mathrm{H_2}}}. \qquad (3.45)$$

Scanned with OKEN Scanner

Ecuația pentru dizolvarea hidrogenului în metale este :

$$\frac{1}{2}H_2 = [H],$$

pentru care constanta de echilibru se scrie :

$$K_H = \frac{a_H}{\sqrt{P_{H_2}}} = \frac{f_H[\%H]}{\sqrt{P_{H_2}}}.$$

Mecanismul dizolvării gazelor biatomice în metalul lichid se poate considera a fi următorul :

— la temperatură și presiune date există o anumită tensiune de disociere în atomi a moleculelor gazelor biatomice ;

— atomii rezultați sînt adsorbiți pe suprafața băii metalice, de unde difuzează apoi în interiorul băii metalice.

Factorii care influențează în mod deosebit solubilitatea gazelor sînt temperatura, presiunea parțială a gazului deasupra metalului lichid, compoziția chimică a băii, starea suprafeței metalului lichid, timpul de contact dintre atmosfera gazoasă și baie.

Solubilitatea crește cu temperatura, prezentînd variații bruște la punctele de transformare de fază (fig. 3.61).

Influența temperaturii asupra solubilității gazelor în metale, pe anumite intervale de temperatură, este redată prin relația :

$$[G] = Ce^{-\frac{E_d}{KT}}, \qquad (3.46)$$

în care : G este solubilitatea, în moli ;
C — constanta care ține seama de natura gazului și a metalului lichid ;
E_d — căldura de dizolvare, în J/mol ;
K — constanta gazelor, în J/mol·grd ;
T — temperatura, în K.

Relația 3.46 are o aplicabilitate limitată deoarece nu ține seama de tensiunea de vapori a metalului.

Influența presiunii parțiale a gazelor asupra solubilității gazelor în metale cu solubilitate mică și medie este redată prin *legea lui Henry*, aplicată presiunilor scăzute și medii care spune că solubilitatea G a unui gaz într-un

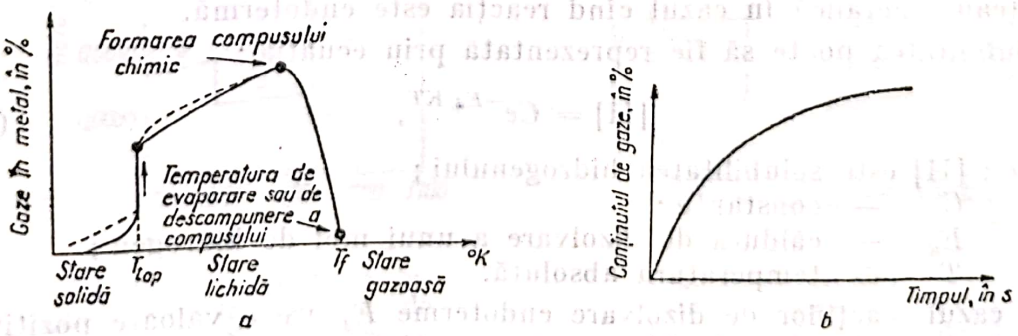


Fig. 3.61. Variația solubilității gazelor în metale și aliaje în funcție de temperatură *(a)* și de timp *(b)* la presiune normală.

metal lichid este proporțională cu presiunea parțială a gazului din faza gazoasă (P) de deasupra băii metalice, adică :

$$G = K_G P^n,$$

în care : K_G este constanta de solubilitate care depinde de natura gazului și metalului ;

n — exponent care este egal cu $\frac{1}{2}$ în cazul gazelor dizolvate atomic și egal cu 1 în cazul dizolvării moleculare.

3.6.1. GAZELE SIMPLE

Hidrogenul este un gaz total nedorit în metale și aliajele acestora, conducînd la apariția unor defecte cum sînt fulgii și sulfurile. Hidrogenul este absorbit de către metale și aliaje lichide pînă la limita de solubilitate cînd acestea sînt expuse la atmosfere care conțin vapori de apă sau hidrogen.

Materia primă care nu este uscată corespunzător reprezintă o sursă de impurificare cu hidrogen. Cu tot procesul de uscare, pe particulele de minereu, de var sau alte materiale există întotdeauna un strat monomolecular de hidrogen. De asemenea, umiditatea din căptușeala refractară a cuptoarelor, oalelor de turnare, canalelor de curgere, formelor de turnare contribuie la creșterea conținutului de hidrogen.

În funcție de modul de dizolvare a hidrogenului metalele se împart în principal în două grupe :

— grupa metalelor la care dizolvarea hidrogenului se realizează printr-o reacție endotermă. Din această grupă fac parte fierul, cobaltul, nichelul, cromul, cuprul, aluminiul, molibdenul, wolframul, argintul, platinul ;

— grupa metalelor la care dizolvarea hidrogenului se realizează printr-o reacție exotermă din care fac parte titanul, vanadiul, zirconiul, niobiul, taliul, thoriul, tantalul, ceriul.

Natura reacției de dizolvare determină conținutul de hidrogen dizolvat. În cazul metalelor din grupa întîi absorbția de hidrogen este mai mică față de a doua grupă. În cazul metalelor din grupa întîi conținutul de hidrogen dizolvat crește cu creșterea temperaturii, iar la cel din grupa a doua fenomenul este invers, în conformitate cu principiul lui *Le Chatelier*.

Hidrogenul se dizolvă sub formă interstițială sau formează hidruri în cazul cînd reacția de dizolvare este exotermă și nu se mai dizolvă în defectele din rețeaua metalică în cazul cînd reacția este endotermă.

Solubilitatea poate să fie reprezentată prin ecuația :

$$[\mathrm{H}] = Ce^{-E_d/KT}, \tag{3.47}$$

în care : [H] este solubilitatea hidrogenului ;

C — constantă ;

E_d — căldura de dizolvare a unui mol de hidrogen ;

T — temperatura absolută.

În cazul reacțiilor de dizolvare endoterme E_d are o valoare pozitivă și tangenta la curba de solubilitate este negativă, iar solubilitatea crește cu temperatura.

Scanned with OKEN Scanner

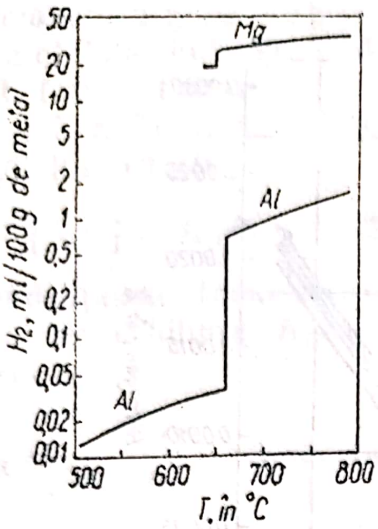


Fig. 3.62. Solubilitatea hidrogenului la presiunea de $1{,}013 \cdot 10^5$ N/m² în aluminiu și magneziu.

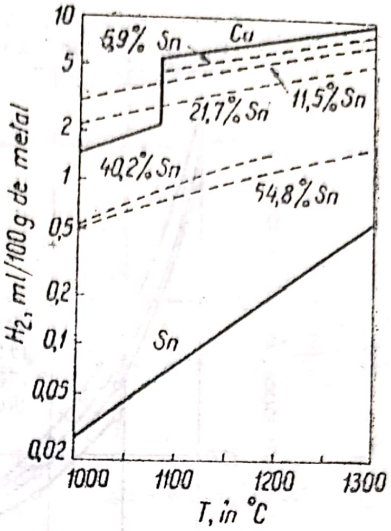


Fig. 3.63. Solubilitatea hidrogenului la presiunea de $1{,}013 \cdot 10^5$ N/m² în cupru, staniu și aliajele acestora.

Relația de mai sus arată că în cazul cînd dizolvarea este un proces exoterm (solubilitatea gazului crește cu micșorarea temperaturii) nu apar probleme ca urmare a separării gazului în timpul răcirii, spre deosebire de cazul cînd reacția este endotermă la care se obțin întotdeauna dificultăți.

Metalele cel mai des utilizate în turnătorie cum sînt aluminiul, magneziul, cuprul, fierul și nichelul au o reacție endotermă de dizolvare a hidrogenului, în timp ce titanul și zirconiul au o reacție exotermă.

În figurile 3.62, 3.63, 3.64, 3.65, 3.66 se prezintă solubilitatea hidrogenului cu cîteva metale și aliaje.

Din diagrame se constată că există o degajare mare de hidrogen la punctul de solidificare al metalelor și aliajelor care are valoare de 8 ml/100 g la Mg,

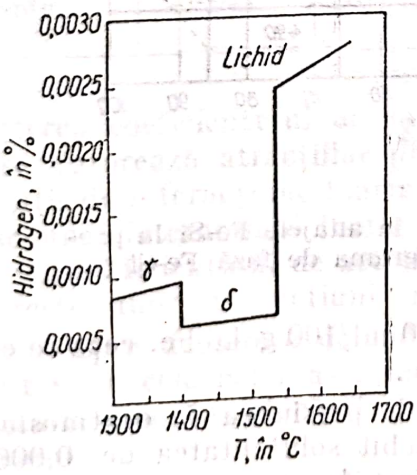


Fig. 3.64. Solubilitatea hidrogenului la presiunea de $1{,}013 \cdot 10^5$ N/m² în fier.

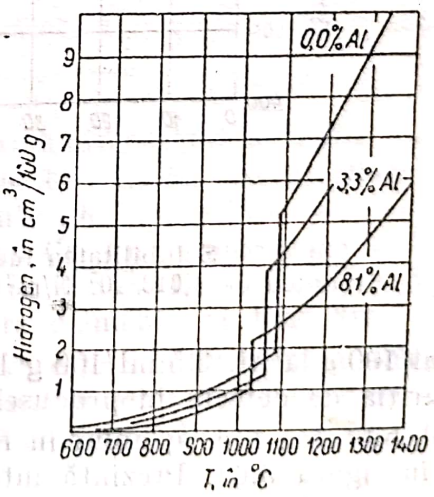


Fig. 3.65. Influența aluminiului asupra solubilității hidrogenului în aliajele Cu-Al.

Scanned with OKEN Scanner

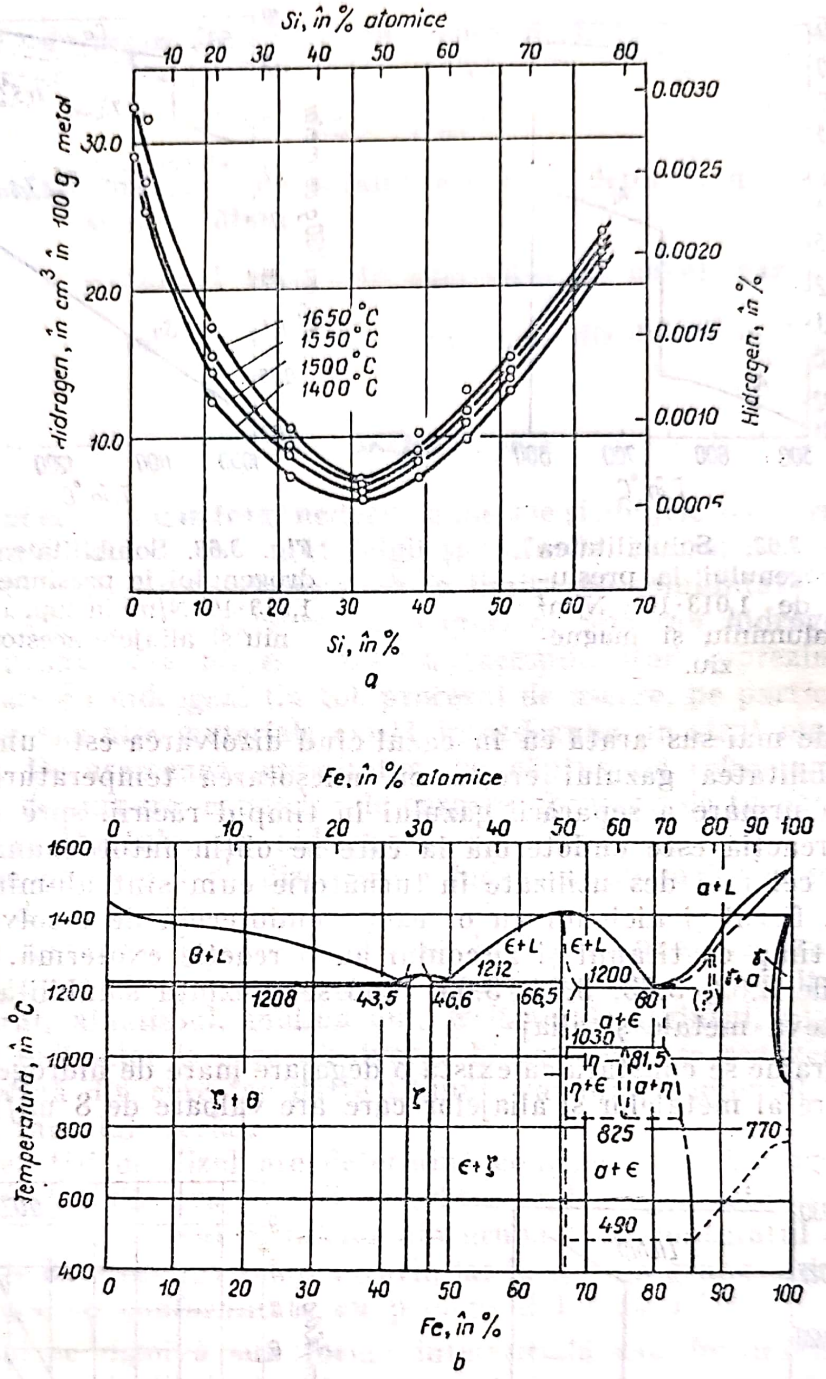


Fig. 3.66. Solubilitatea hidrogenului în aliajele Fe-Si la presiunea de $1{,}013 \cdot 10^5$ N/m² *(a)* și diagrama de fază Fe-Si *(b)*.

0,66 ml/100 g la Al, 3,5 ml/100 g la Cu și 20 ml/100 g la Fe, ceea ce conduce la apariția de defecte în produsele turnate.

Solubilitatea hidrogenului în fierul pur la presiunea de o atmosferă este dată în figura 3.64. Prezintă interes deosebit solubilitatea de 0,0007% a hidrogenului în fierul δ la punctul de topire, deoarece orice cantitate peste această valoare este eliminată în timpul solidificării producînd piese cu defecte. În practica curentă a elaborării și turnării oțelului cifrele din figura 3.64 sînt influențate de către elementele de aliere prezente în aliajul lichid.

Scanned with OKEN Scanner

La temperatura de elaborare și turnare a oțelului hidrogenul se găsește sub formă biatomică și solubilitatea lui în fierul lichid se supune legii lui *Severts* :

$$[\%H] = K_H P_{H_2}^{1/2}. \qquad (3.48)$$

Dependența de temperatură a constantei de echilibru K_H se exprimă prin relația :

$$\log K_H = -\frac{1\,670}{T} - 1{,}68. \qquad (3.49)$$

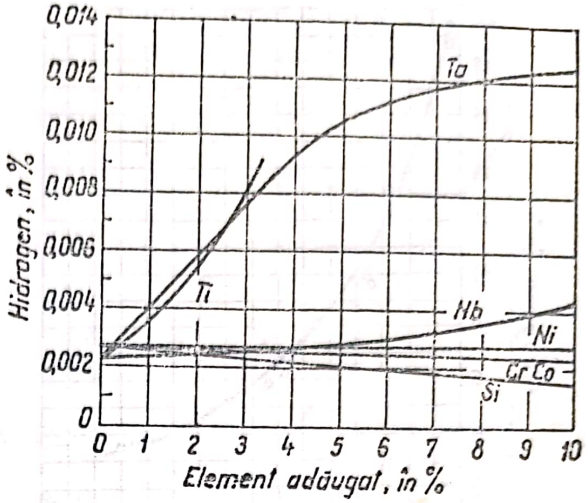


Fig. 3.67. Influența diferitelor elemente de aliere asupra solubilității hidrogenului ($p_{H_2} = 1{,}013 \cdot 10^5$ N/m^2) în aliajele binare ale fierului cu aceste elemente.

În cazul oțelurilor, elementele de aliere influențează solubilitatea hidrogenului. În figura 3.67 se prezintă efectul cîtorva elemente asupra solubilității hidrogenului în aliaje binare ale fierului. De menționat că în cazul aliajelor fierului cu Nb, Ti sau Ta nu se poate aplica legea lui Severts. În acest caz exponentul 1/2 din relație devinte 1 pe măsură ce concentrația elemetele crește, ceea ce arată că în baie se formează compuși de felul NbH_2. În tabelul 3.9 se prezintă coeficienții de interacțiune e_H^x.

Tabelul 3.9

Coeficienții de interacțiune pentru efectul elementelor de aliere asupra solubilității hidrogenului în fierul lichid la o presiune de 1 at H_2 și 1 600°C

Elementul de aliere, x	C	Si	Cr	Co	Ni	Nb	Ti	Ta
Coeficientul e_H^x	+0,045	+0,027	+0,0049	+0,0042	+0,0005	−0,02	−0,22	−0,26

Creșterea coeficientului de activitate al hidrogenului de către carbon și siliciu se datorează atracțiilor preferențiale Fe—C, Fe—Si în aliaje binare. Coeficienții de interacțiune foarte mici în aliajele binare Fe—Cr și Fe—Co se datoresc unei interacțiuni foarte mici între Cr, Co și hidrogen, în timp ce micșorarea coeficientului de activitate pentru aliajele fierului cu Nb, Ti și Ta se datorește unor interacțiuni între aceste elemente și hidrogen.

Azotul. Spre deosebire de hidrogen, care este solubil atît în aliajele feroase cît și în cele neferoase, azotul prezintă o solubilitate de care trebuie să se țină seama, în principal, doar în fier și aliajele lui cu nichelul, cromul și carbonul.

Ca urmare, a insolubilității lui în aliajele neferoase se poate folosi ca agent de barbotare a aliajelor pe bază de aluminiu și cupru.

În aliajele fierului, în general, și în oțeluri în special, influența azotului se manifestă nu numai prin formarea de sufluri, dar și prin efectul său asupra

Scanned with OKEN Scanner

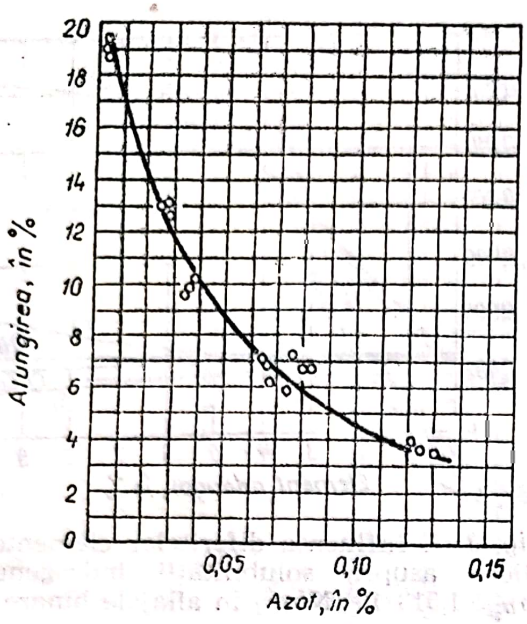


Fig. 3.68. Efectul azotului asupra alungirii unor bare de oţel trase.

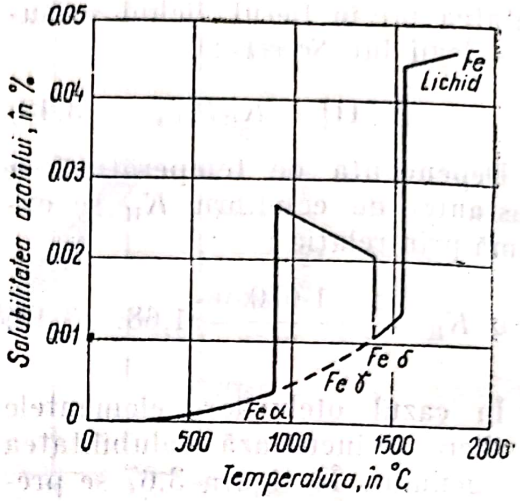


Fig. 3.69. Variaţia solubilităţii azotului în fierul pur în funcţie de temperatură la $1{,}013 \cdot 10^5$ N/m².

soluţiilor solide formate şi de formare a nitrurilor. Astfel, el determină o micşorare pronunţată a alungirii în cazul oţelurilor carbon (fig. 3.68). De asemenea, ca urmare a formării nitrurilor de aluminiu poate conduce la ruperi intercristaline în oţelurile turnate. Pe de altă parte, nitrura de aluminiu conduce la obţinerea unei structuri fine.

Influenţa lui asupra soluţiei solide se manifestă în cazul oţelurilor la care se impune o stabilitate mare a structurii austenitice. Oţelurile din tabelul 3.10 au aceeaşi stabilitate a austenitei, diferenţa dintre ele constînd în prezenţa unui conţinut ridicat de azot în oţelul *B* faţă de un conţinut mai scăzut de nichel. Se poate constata influenţa mare a azotului ca înlocuitor al nichelului în oţelurile austenitice.

Tabelul 3.10

Influenţa azotului ca înlocuitor al nichelului în oţelurile inoxidabile austenitice

	Compoziţia, în %				
	C	Cr	Ni	Si	N
Oţel *A*	0,15	25,0	20,0	2,0	0,0
Oţel *B*	0,15	22,0	13,0	1,4	0,20

Solubilitatea azotului în fierul pur este arătată în figura 3.69 şi 3.70 de unde se constată că respectă legea lui Severts, adică $[\%\ N] = K_N\sqrt{P_{N_2}}$. De importanţă majoră în procesul de fabricare a pieselor turnate este, ca şi în cazul hidrogenului, variaţia mare de solubilitate ce are loc la solidificare de la 0,045% la 0,013%. Acest gaz trebuie eliminat complet într-un timp foarte scurt şi, ca urmare, a vitezei mari de solidificare, el este prins în masa metalică, determinînd formarea de porozităţi (sufluri).

Scanned with OKEN Scanner

În practica elaborării și turnării oțelurilor concentrația azotului este de cele mai multe ori sub limita de saturare a fierului solid format la solidificare și ca urmare și apariția de sufluri datorate azotului este mult mai mică. Pe de altă parte, în timpul decarburării oțelului în cuptorul de elaborare are loc o eliminare avansată a azotului și hidrogenului. În plus, transferul azotului direct din atmosferă în baia metalică se face mult mai greu deoarece acesta trebuie să treacă prin stratul de zgură care se opune acestui transfer.

La temperatura de elaborare și de turnare a oțelurilor și fontelor, azotul există sub formă gazoasă de molecule biatomice care în vederea dizolvării în soluția lichidă se disociază conform reacției :

$$\frac{1}{2}\{N_2\} \rightarrow 2\ [N]$$

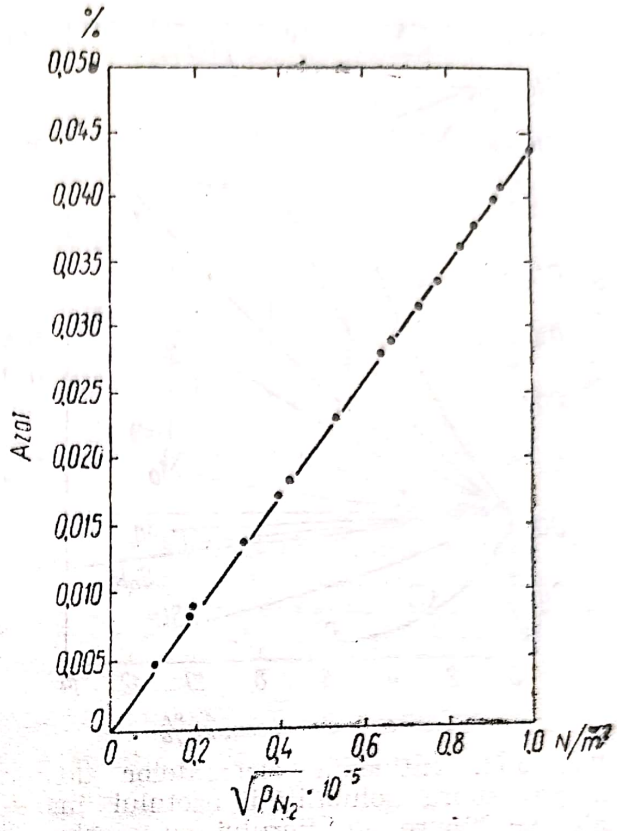


Fig. 3.70. Variația solubilității azotului în fierul pur la 1 606°C funcție de presiune.

pentru care se scrie constanta de echilibru :

$$K_N = \frac{a_{[N]}}{P_{N_2}^{1/2}} = [\%\ N \cdot f_N]/P_{N_2}^{1/2}, \qquad (3.50)$$

în care starea de referință pentru coeficientul de activitate f_N este considerată o soluție infinit diluată de azot în fierul lichid.

În figura 3.70 se prezintă variația solubilității azotului în fierul lichid cu presiunea. Variația constantei de echilibru a reacției la temperaturi între 1 500 și 1 800°C este dată de relația :

$$\log K = -\frac{285}{T} - 1{,}21. \qquad (3.51)$$

Din punctul de vedere al solubilității azotului, aliajele feroase se pot grupa în aliaje care au solubilitate $<0{,}02\%$ N, din care fac parte oțelurile carbon, slab aliate și fontele și aliaje la care solubilitatea este $>0{,}04\%$ din care fac parte oțelurile înalt aliate și în mod special cele înalt aliate cu crom.

În oțelurile înalt aliate, azotul se introduce sub formă de ferocrom cu 2% azot. Solubilitatea lui este influențată de prezența elementelor de aliere după cum se vede din figurile 3.71 și 3.72, unde sînt prezentate variația solubilității azotului în aliaje binare ale fierului cu diferite elemente de aliere și influența elementelor de aliere asupra coeficienților de activitate ai azotului.

Scanned with OKEN Scanner

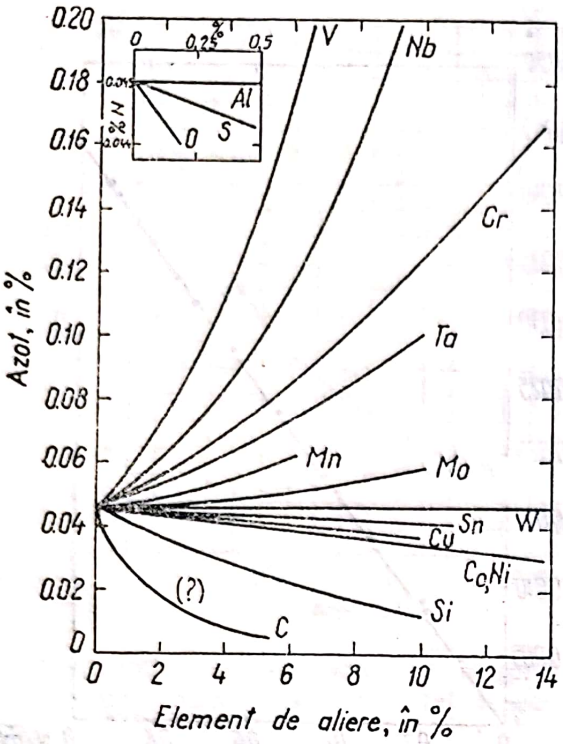


Fig. 3.71. Influența elementelor de aliere asupra solubilității azotului în aliajele binare ale fierului cu aceste elemente.

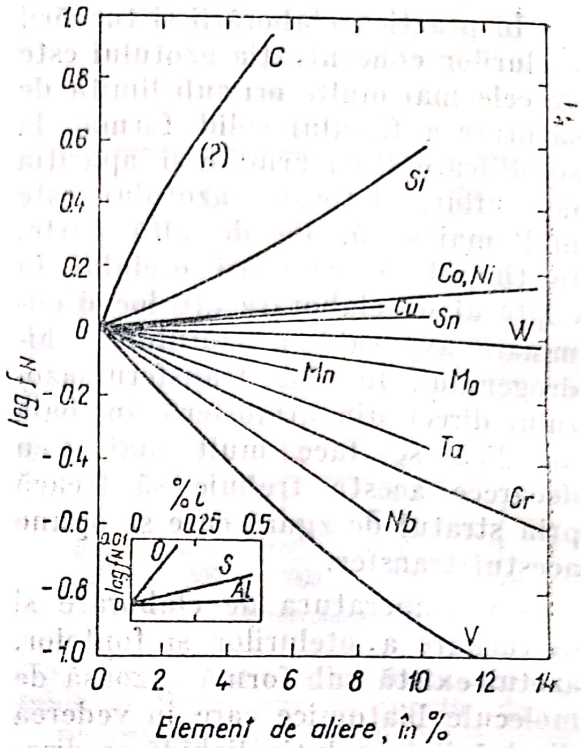


Fig. 3.72. Influența elementelor de aliere asupra coeficientului de activitate al azotului în aliajele binare ale fierului cu aceste elemente.

În tabelul 3.11 se prezintă coeficientul de interacțiune azot-element de aliere în fierul lichid la 1 600°C, ținînd seama că :

$$e_N^x = \frac{\partial \log f_N}{\partial C_i}.$$

Tabelul 3.11

Coeficientul de interacțiune azot-element de aliere în fierul lichid la 1 600°C

Element de aliere	C	Si	Co	Ni	Sn	Cu	W	Mo	Mn	Al	Ta	Cr	Nb	V	Ti	Zr
e_N^X	+0,13	+0,047	+0,010	+0,010	+0,006	+0,006	−0,002	−0,014	−0,023	−0,028	−0,032	−0,045	−0,061	−0,093	−0,053	−0,63

Calculul solubilității azotului în oțelurile complex aliate se poate face ținînd seama de coeficienții de activitate f_N^A în sistemele ternare Fe—N—A pentru concentrații mici :

$$f_N^A = \frac{[\%\ N^\circ]}{[\%\ N]},$$

în care : [% N°] este solubilitatea azotului în fierul pur la presiunea de $\simeq 10^5$ N/m² azot ;

[% N] — solubilitatea în aliajul ternar Fe—N—A la $\simeq 10^5$ N/m² azot.

Scanned with OKEN Scanner

Efectul combinat al diferitelor elemente se poate exprima prin relaţia:

$$\log f_N^{A,B,C} = \log f_N^A + \log f_N^B + \log f_N^C.$$

Valorile pentru diferiţi coeficienţi de activitate în cazul fierului pur se obţin din figura 3.72.

După calculul valorii $\log f_N^{A,B,C}$ se utilizează diagrama din figura 3.73 care converteşte $\log f_N^{ABC}$ în procente de azot dizolvat în oţelul complex aliat. Pentru exemplificare se consideră cazul unui oţel înalt aliat care conţine 0,4% C, 2,0% Mn, 2,0% Si, 14% Cr, 10% Ni.

Prin însumarea coeficienţilor $f_N^{A,B\ldots}$ din figura 3.72 se obţine:

$$0{,}09 - 0{,}05 + 0{,}04 - 0{,}60 + 0{,}08 = -0{,}44.$$

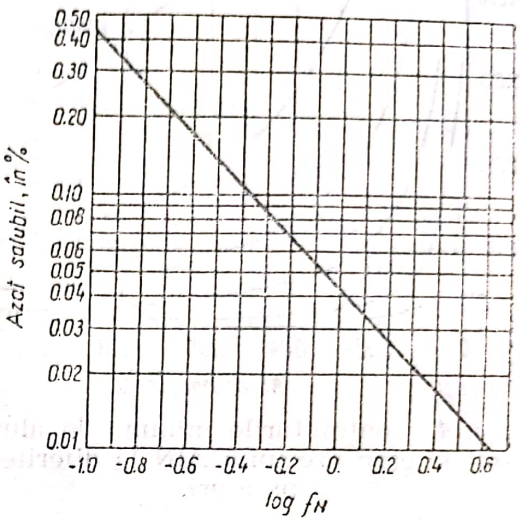


Fig. 3.73. Solubilitatea azotului în oţeluri aliate funcţie de coeficientul de activitate f_N în oţelul aliat la 1 600°C şi 1 at N_2 ($1{,}013 \cdot 10^5$ N/m^2).

Din figura 3.73 se constată că solubilitatea azotului într-un asemenea oţel este 0,13%, adică de 2,2 ori mai mare decît cea din fierul pur.

Este interesant de arătat că apariţia de bule de azot în cazul oţelurilor aliate este mai puţin probabilă decît în oţelurile carbon, ca urmare a posibilităţii de formare a unor nitruri şi în special în cazul prezenţei Zr şi Ti.

În tabelul 3.12 se prezintă puterea de denitrurare a cîtorva elemente la 1 600°C.

Tabelul 3.12

Puterea de denitrurare pentru cîteva elemente

Element	Constanta de echilibru	Valoarea K la 1600°
Al	% [Al] · [N]	0,55
Si	% [Si$^{3/4}$] · [N]	14
Ti	% [Ti] · [N]	0,00014
V	% [V] · [N]	1,5
B	% [B] · [N]	0,55
Zr	% [Zr] · [N]	0,00014

Dacă se consideră efectul a 0,1% Ti se constată un conţinut de azot în baia metalică egal cu 0,0014%, în timp ce pentru obţinerea unui asemenea nivel de azot este necesară o concentraţie cu mult mai mare de aluminiu.

Trebuie arătat că produsul de solubilitate al diferitelor elemente se micşorează cu temperatura. În figura 3.74 se prezintă conţinuturile minime de aluminiu şi azot la care are loc precipitarea AlN la diferite temperaturi. Orice conţinut de aluminiu sau azot la dreapta curbelor din figura 3.74 conduce la precipitarea de nitruri de aluminiu.

Scanned with OKEN Scanner

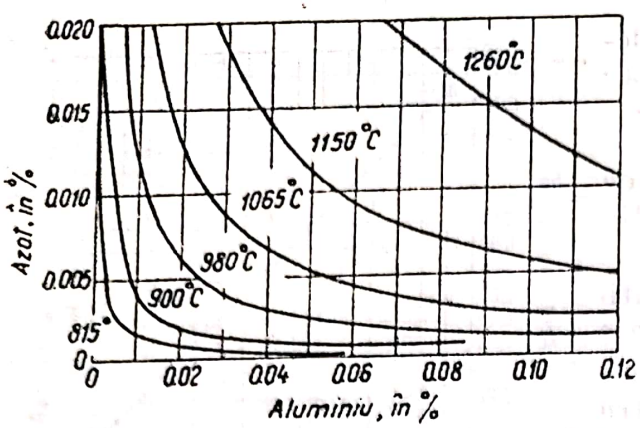


Fig. 3.74. Conținuturile minime de aluminiu și azot la care precipită AlN la diferite temperaturi.

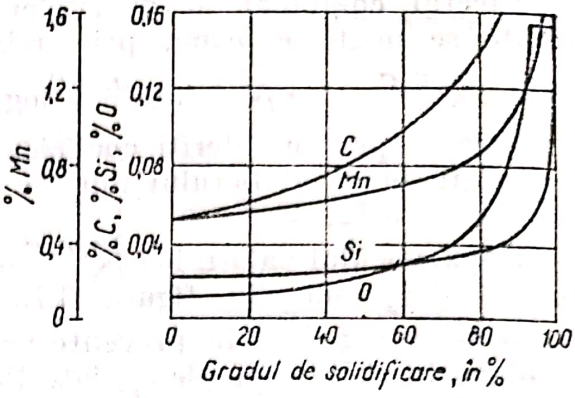


Fig. 3.75. Variația conținuturilor de C, Mn, Si, O în lichidul din fața frontului de solidificare la diferite grade de solidificare.

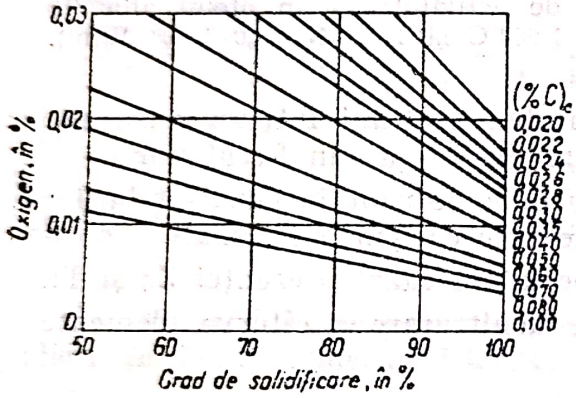


Fig. 3.76. Conținuturile de oxigen și carbon la echilibru la temperatura de 1 525°C la diferite grade de solidificare.

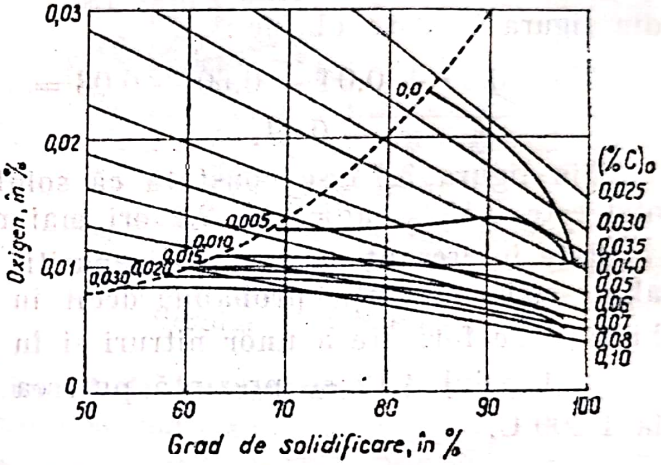


Fig. 3.77. Efectul conținutului de oxigen inițial din oțel asupra conținuturilor critice de Si și Mn la care se preîntîmpină formarea de sufluri. Temperatura egală cu 1 500°C. Presiunea egală cu 1 at CO ($\approx 10^5$ N/m² CO); [% Mn] = 0,50.

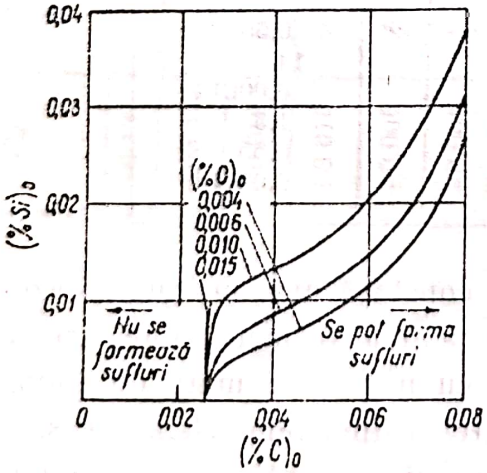


Fig. 3.78. Influența conținutului de carbon, oxigen și siliciu asupra preîntîmpinării formării de bule de oxid de carbon.

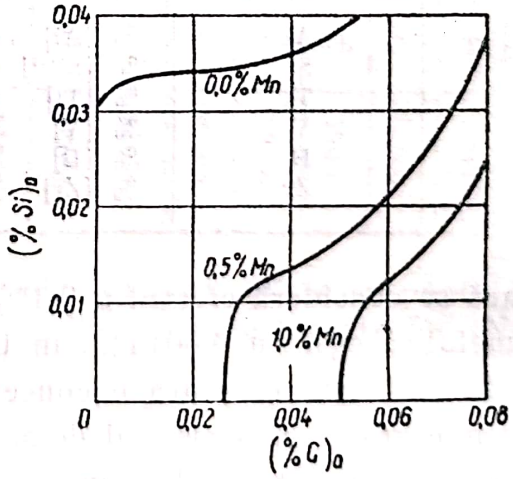


Fig. 3.79. Efectul manganului asupra conținuturilor critice la care nu se formează sufluri: $(\%\ O)_0 = 0{,}01$; $P = 1$ at CO și $T = 1\,525$°C.

Scanned with OKEN Scanner

Oxidul de carbon. Reacția dintre carbon și oxigen este una dintre cele mai importante în procesul de elaborare a oțelurilor. Ea capătă o importanță deosebită și în procesul de solidificare, cînd carbonul și oxigenul sînt scoase din soluție la frontul de solidificare. În vederea preîntîmpinării formării de oxid de carbon în timpul solidificării pieselor turnate se iau măsuri de corectare a compozițiilor chimice ale oțelurilor care se solidifică în așa fel încît să nu se creeze condiții optime de formare a CO.

Reacțiile carbonului. Pe baza curbei îmbogățirii cu carbon a oțelului lichid, corespunzător diferitelor grade de solifidicare (fig. 3.75), și constantei de echilibru pentru reacția :

$$[C] + [O] = \{CO\}$$

se poate calcula conținutul de oxigen al oțelului lichid care va fi în echilibru cu carbonul la diferite grade de solidificare g, temperatura de solidificare și presiune parțială a oxidului de carbon.

În figura 3.76 se prezintă rezultatele acestor calcule pentru $P_{CO} \simeq 10^5$ N/m², temperatura de solidificare 1 525° C și diferite procente inițiale de carbon din oțel.

Formarea și prevenirea formării suflurilor. Cînd conținutul de carbon al oțelului lichid interdendritic este suficient de mare, acesta reacționează cu oxigenul și formează monoxidul de carbon. În mod similar, la conținuturi suficient de mari de hidrogen și azot în oțelul lichid are loc formarea de bule de gaz. Formarea de gaze care dau naștere la *sufluri* determină deplasarea lichidului în spațiile interdendritice înconjurătoare. Prevenirea formării suflurilor poate avea loc printr-o alegere corespunzătoare a compoziției chimice a oțelului pe baza considerațiilor teoretice prezentate mai jos.

Din figura 3.77 se constată că există o anumită linie a carbonului tangentă curbelor de dezoxidare cu Si și Mn, care indică conținutul inițial critic de carbon sub care reacția C—O nu mai are loc și, ca atare, nu se pot forma sufluri, în absența azotului și hidrogenului. Pe baza rezultatelor din figurile 3.76 și 3.77 s-au trasat în figura 3.78 compozițiile critice ale oțelurilor la care formarea suflurilor nu are loc în timpul procesului de solidificare. Astfel, oțelul care conține 0,50% Mn, 0,04% C și 0,010% O va trebui să conțină cel puțin 0,014% Si pentru a preîntîmpina formarea suflurilor la $p_{CO} \simeq$ $\simeq 10^5$ N/m². Desigur că pentru stabilirea corelației dintre conținuturile inițiale de siliciu și carbon din oțelul care trebuie turnat în piesă se vor lua în considerare o serie de variabile dependente și independente care influențează formarea suflurilor.

Efectul oxigenului. După cum se constată din figura 3.78, în cazul cînd se urmărește evitarea formării suflurilor datorită oxidului de carbon, creșterea conținutului de oxigen rezidual al oțelului la începutul solidificării va fi însoțită de o mișcare a celui de carbon sau o creștere a celui de siliciu.

Curba pentru $[\%O]_0 = 0{,}015$ se termină la aproximativ 0,01% Si, conținut peste care are loc reacția de dezoxidare la 1525°C înaintea solidificării. În cazul turnării unor oțeluri cu conținuturi foarte scăzute de siliciu se impune un conținut inițial de oxigen cuprins în domeniul 60...40 ppm, conținut care se poate obține prin tratare în vid.

Efectul manganului. În figura 3.79 se prezintă influența manganului asupra conținutului critic de siliciu în vederea preîntîmpinării formării su-

Scanned with OKEN Scanner

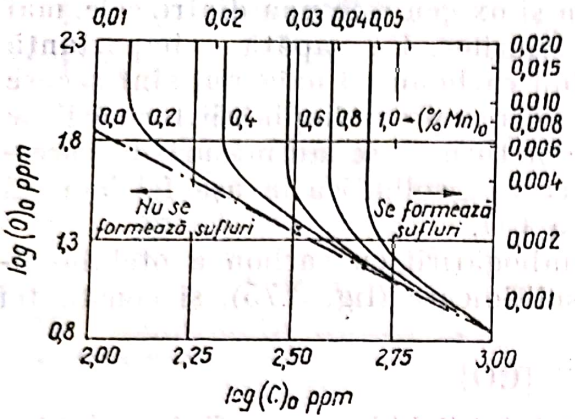


Fig. 3.80. Compoziția critică a oțelurilor fără siliciu (Si<0,01%) pentru prevenirea formării suflurilor în timpul solidificării.

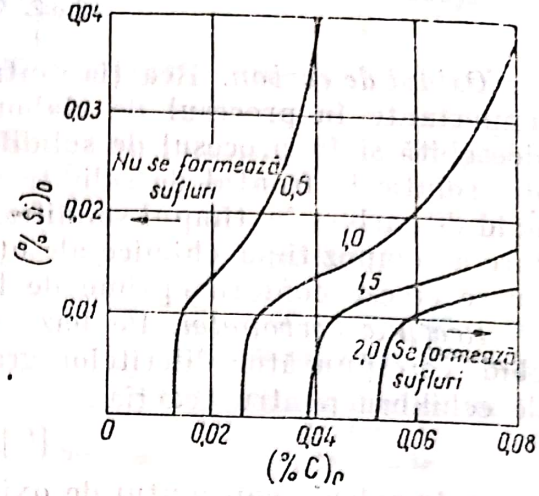


Fig. 3.81. Efectul presiunii parțiale oxidului de carbon asupra conținuturilor critice la care se previne formarea de sufluri: (% Mn)$_0$ = =0,50%; (% O)$_0$=0,01%, temperatura de solidificare=1 525°C.

flurilor. După cumse constată din figură, în timp ce pentru 0,05% C este necesar un conținut de 0,04% Si în cazul unui oțel cu 0,00% Mn, la 1% Mn, conținutul de siliciu necesar este practic zero. În cazul unor oțeluri cu conținuturi foarte scăzute de siliciu (Si < 0,01%) se preîntîmpină formarea de sufluri prin creșterea conținutului de mangan (fig. 3.80). Astfel, la solidificarea unui oțel care conține 0,006% [O] și 0,2% [Mn] este necesar un conținut de carbon sub 0,015% în vederea diminuării formării de sufluri.

Efectul carbonului. Analiza figurii 3.78 scoate în evidență că la conținuturi foarte scăzute de carbon în oțel se pot obține piese turnate fără sufluri practic fără adaosuri de siliciu. Astfel, sub 0,02% C se consideră că solidificarea are loc fără formarea de sufluri chiar și în absența adăugării de siliciu.

Efectul presiunii oxidului de carbon. În cazul diagramelor prezentate anterior s-a considerat că oxidul de carbon se formează la 1 atmosferă ($\simeq 10^5 N/m^2$). Dacă presiunea parțială a oxidului de carbon care rezultă din reacția C—O este mai mică sau mai mare de o atmosferă, poziția curbelor va fi la niveluri mai mici sau mai mari de carbon. În figura 3.81 se prezintă o serie de curbe pentru diferite presiuni parțiale de CO.

Efectul hidrogenului și azotului. Pe baza difuziei mari a azotului și hidrogenului în fier în apropierea punctului de topire se poate calcula îmbogățirea lor în fierul lichid în timpul solidificării, similar ca în cazul carbonului. Știind că pentru azot și hidrogen raportul de repartiție la echilibru între solid și lichid este $K = 0{,}38$, respectiv $K = 0{,}27$, se poate scrie că:

$$C_l = \frac{C_0}{1 - 0{,}62f} \text{ pentru azot;}$$

$$C_l = \frac{C_0}{1 - 0{,}73f} \text{ pentru hidrogen.}$$

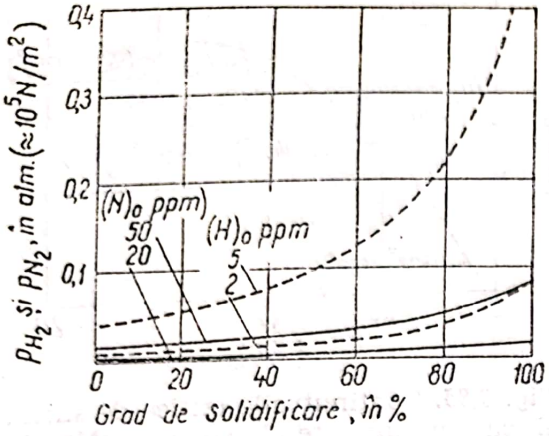


Fig. 3.82. Presiunile parțiale de echilibru ale hidrogenului și azotului corespunzătoare concentrațiilor acestora din lichidul din fața frontului de solidificare funcție de gradul de solidificare.

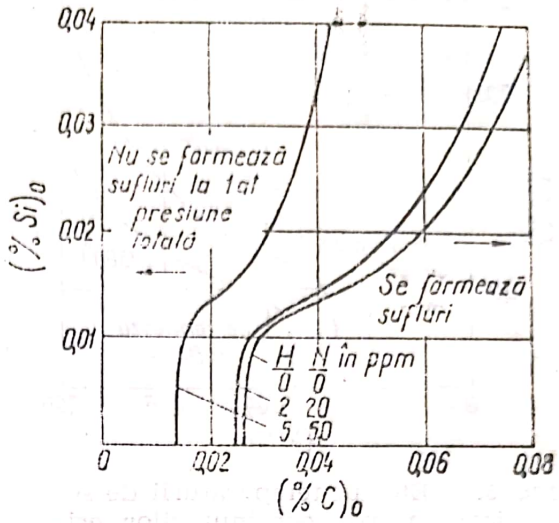


Fig. 3.83. Efectul hidrogenului și azotului din oțel asupra conținuturilor critice inițiale de siliciu și mangan pentru prevenirea formării suflurilor: (% Mn)$_0$=0,50%; (% O)$_0$=0,010; temperatura de solidificare 1 525°C, $P_{H_2}+P_{N_2}=1$ at. ($\simeq 10^5$ N/m^2).

Pe baza ecuațiilor de mai sus s-au calculat îmbogățirea în azot și hidrogen a fierului lichid care a conținut inițial 50 și 20 ppm azot și 5 și 2 ppm hidrogen. În figura 3.82 se prezintă presiunile parțiale de echilibru ale azotului și hidrogenului ce corespund concentrațiilor lor din fierul lichid la diferite grade de solidificare. Se constată că în acest domeniu de compoziție nu se formează sufluri.

Din figura 3.76 se observă că linia carbonului critic este tangentă la curba Si—Mn la $g = 95\%$. Aceasta înseamnă că presiunile parțiale ale p_{N_2} și p_{H_2} care sînt luate în considerare sînt cele corespunzătoare pentru $g = 95\%$.

Considerînd că presiunea totală a gazelor este $\simeq 10^5$ N/m^2 cunoscînd p_{N_2} și p_{H_2} din figura 3.82 se poate determina presiunea parțială a CO pentru orice conținut inițial de azot sau hidrogen. În consecință se poate calcula corelația [% Si]$_0$ funcție de [% C]$_0$ pentru orice conținut inițial de hidrogen sau azot. În figura 3.83 se prezintă această corelație de unde se constată că o creștere a conținutului de hidrogen de la 2 la 5 ppm și a azotului de la 20 la 50 ppm va necesita creșterea conținutului de siliciu sau o micșorare a celui de carbon pentru evitarea formării suflurilor.

Efectul temperaturii de solidificare. În calculele efectuate anterior s-a considerat temperatura de solidificare egală cu 1 525°C. O creștere a conținutului de impurități în lichid conduce la o micșorare a temperaturii de solidificare a oțelului considerat. Cum însă aceste micșorări sînt foarte mici, ele pot fi practic neglijate.

În cazul unor concentrații mari de impurități în oțel se obțin schimbări mai pronunțate ale temperaturii de solidificare, ceea ce trebuie luat în considerare avînd în vedere că reacțiile de dezoxidare sînt puternic influențate de temperatură. Ca urmare și conținuturile critice de [% Si]$_0$ și [% C]$_0$ vor fi modificate așa cum se prezintă în figura 3.84. Această schimbare a temperaturii de solidificare are o influență considerabilă în cazul oțelurilor cu

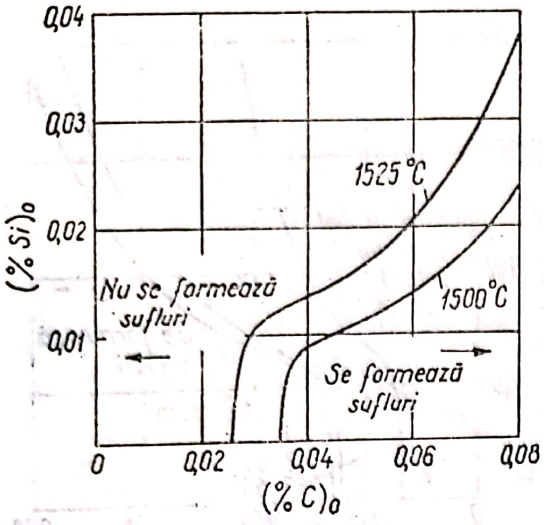


Fig. 3.84. Efectul temperaturii de solidificare asupra conținuturilor critice de siliciu (% $Si)_0$ și carbon (%$C)_0$ pentru prevenirea formării sufluriilor : (% $Mn)_0$=0,50 ; (% $O)_0$= =0,010 ; p_{CO}=1 at ($\simeq 10^5$ N/m^2).

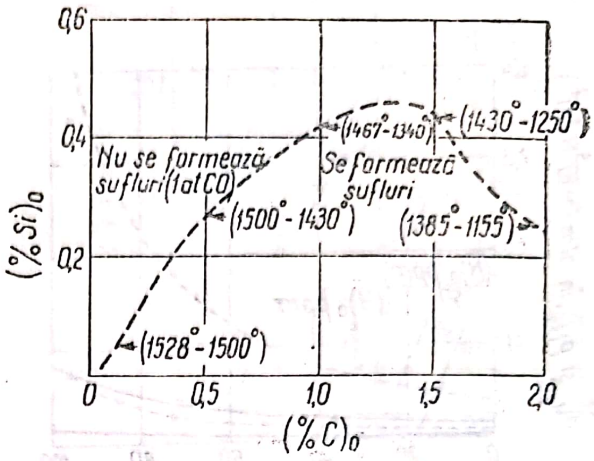


Fig. 3.85. Conținuturile critice de siliciu și carbon din oțelul cu 0,5% Mn la care se previne formarea sufluriilor P_{CO} =1 at ($\simeq 10^5$ N/m^2). Temperaturile din paranteze indică domeniile de solidificare.

carbon ridicat. Astfel, un oțel cu 0,10% C inițial începe să se solidifice la 1 528°C, în timp ce ultimul oțel lichid care se solidifică conține 0,5% C și se solidifică la 1 500°C. Dacă oțelul conține inițial 1,5% C, începe să se solidifice la 1 430°C, în timp ce ultimul lichid conține 3,3% C și se solidifică la 1 250°C.

În figura 3.85 se prezintă conținuturile critice de carbon și siliciu din oțeluri cu 0,50% Mn, necesare pentru evitarea formării de sufluri la $\simeq 10^5$ N/m^2 presiune CO.

Importanță deosebită prezintă formarea gazelor complexe și în cazul cuprului și a aliajelor sale. După cum se știe, hidrogenul, sulful și oxigenul sînt mai puțin solubile în cuprul solid față de cel lichid (fig. 3.86 și 3.87). Ca urmare, în timpul solidificării, aliajul lichid din fața frontului de solidificare se îmbogățește în aceste elemente, și în cazul în care se depășește solubilitatea maximă, se crecază condiții pentru formarea de bule de gaz.

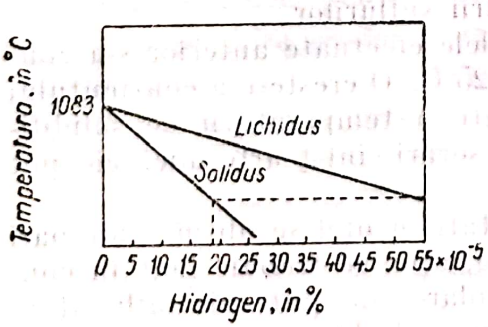


Fig. 3.86. Reprezentarea schematică a diagramei de constituție cupru-hidrogen.

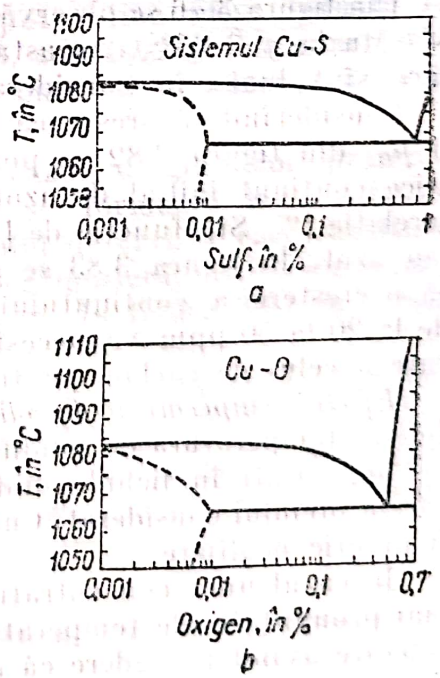


Fig. 3.87. Diagrama de echilibru Cu-S (*a*) și Cu-O (*b*).

Scanned with OKEN Scanner

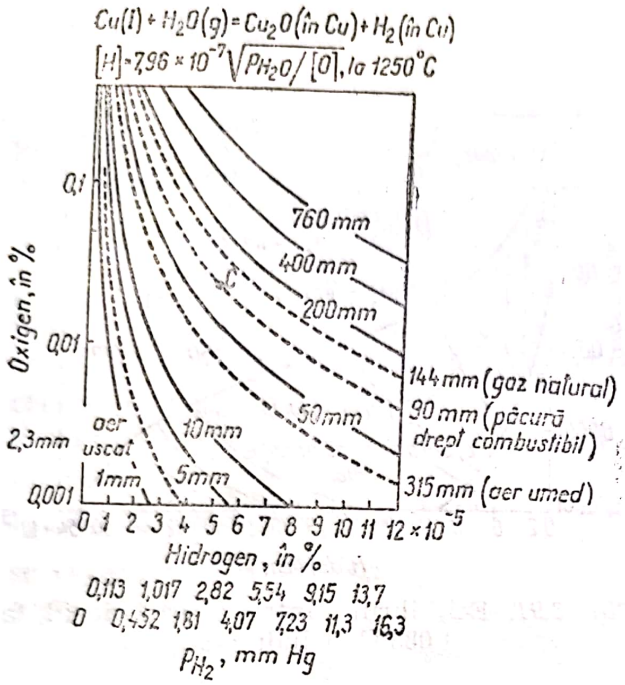


Fig. 3.88. Echilibrul dintre cuprul lichid la 1 250°C și vaporii de apă.

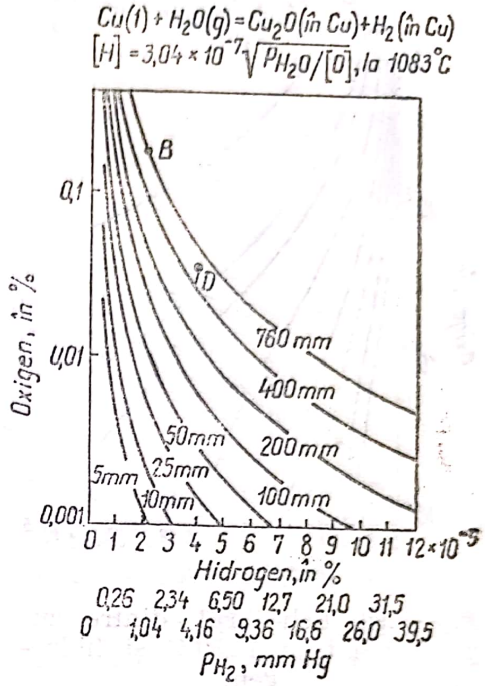


Fig. 3.89. Echilibrul dintre cuprul lichid la 1 083°C și vaporii de apă.

În figura 3.88 se prezintă efectul combinat al oxigenului și hidrogenului în cuprul lichid, de unde se poate constata că acesta este cu mult mai mare decît efectul hidrogenului singur. Cunoscînd solubilitatea hidrogenului în cupru lichid și aplicînd *legea lui Severts* se obține că la 1 083°C presiunea parțială a hidrogenului deasupra băii de cupru lichid trebuie să fie peste $0{,}125 \cdot 10^5$ N/m² pentru a se putea forma porozități.

Dacă atît hidrogenul, cît și oxigenul sînt prezente la frontul de solidificare (fig. 3.89) este necesară o presiune parțială mai mică de 0,00134 at H_2, ceea ce corespunde unui conținut de hidrogen în baie de $2 \cdot 10^{-5}$ %, pentru a se obține o presiune totală de 1 at ($\approx 10^5$ N/m²) H_2O la un conținut de 0,39% [O]. Un asemenea conținut de oxigen se obține în cazul solidificării unui cupru lichid care conține inițial 0,01% [O].

În figura 3.88 se prezintă conținuturile de hidrogen și oxigen dizolvate în cupru în echilibru cu diferite atmosfere deasupra băii de cupru. Astfel, la 1 250°C, cuprul elaborat într-un cuptor cu flacără conține aproape 0,02% [O] și $5{,}4 \cdot 10^{-5}$ % [H] (punctul *C* din figura 3.88). Din practică se știe că în timpul turnării cuprului în forme conținutul de oxigen atinge valoarea de 0,035% și ca urmare cel de hidrogen devine $4 \cdot 10^{-5}$ %. Dacă creșterile concentrației din cuprul lichid sînt menținute printr-o răcire rapidă pînă la punctul de solidificare (1 083°C), rezultă o presiune parțială de 600 mm H_2O și, ca atare, nu se vor forma bule de gaz la începutul solidificării.

Ca urmare a îmbogățirii în oxigen și hidrogen a cuprului lichid la frontul de solidificare, după aproape 10% grad de solidificare ($g = 0{,}10$) începe degajarea de bule de H_2O.

Este interesant de analizat situația în cazul cuprului și aliajelor sale dezoxidate, cînd se obțin conținuturi foarte scăzute de oxigen. În aceste condiții presiunea parțială a hidrogenului se adaugă la cea a apei. În figura 3.90 se prezintă corelația dintre presiunile parțiale ale hidrogenului și apei în

Scanned with OKEN Scanner

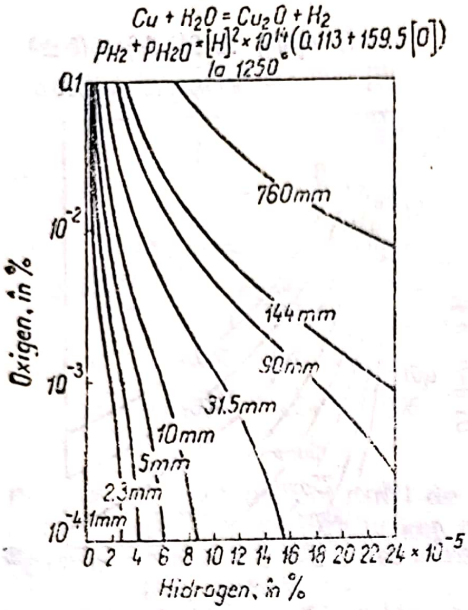


Fig. 3.90. Echilibrul dintre cuprul lichid la 1 250°C și hidrogen.

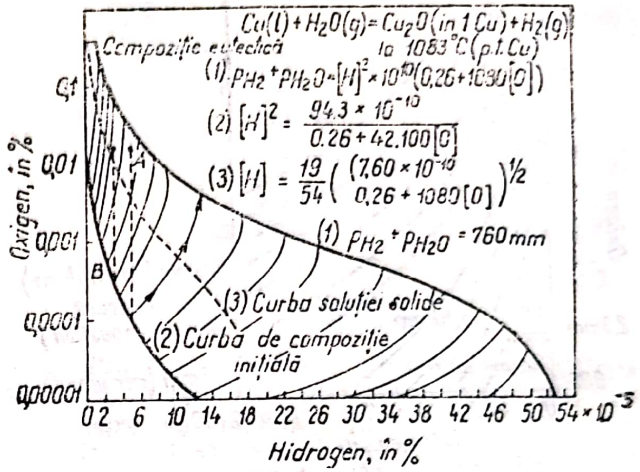


Fig. 3.91. Echilibrul dintre cuprul lichid la 1 083°C și hidrogen.

echilibru cu [O] și [H] la temperatura de solidificare în diferite atmosfere deasupra băii metalice.

În figura 3.91 se prezintă corelația [O]—[H] la începutul solidificării și la sfîrșitul acesteia în cupru.

Curba *2* corespunde începutului solidificării, iar curba *1* sfîrșitului acesteia. Orice combinație a [H] și [O] care corespunde curbei *2* va atinge o presiune finală de 760 mm. Orice combinație de [H] și [O] deasupra curbei *2* va conduce la apariția de porozități. De exemplu, se consideră compoziția dată de punctul *A* cu concentrațiile de 0,015% [O] și $5 \cdot 10^{-5}$ % [H] care corespunde unor conținuturi inițiale la începutul solidificării date de punctul *B* pentru curba *2* cu 0,00075% [O] și $1{,}8 \cdot 10^{-5}$ % [H].

Pentru a se preîntîmpina formarea de bule de gaze este necesară o combinație [H] [O] care să fie sub curba *2*. În cazul utilizării fosforului ca dezoxidant al cuprului, conținutul rezidual de fosfor acționează ca un tampon și împiedică creșterea conținutului de [O] în aliajul lichid din fața frontului de solidificare.

Tabelul 3.13

Principalele surse de formarea porozităților în piesele turnate

Aliajul	Gazul			
	H	H_2O	CO	Alte
— Aliaje pe bază de Mg	1			
— Aliaje pe bază de Al	1			
— Aliaje pe bază de Cu	2	1	3	SO_2
— Aliaje pe bază de Ni	2	2	1	
— Oțeluri carbon și slab aliate	2		1	
— Oțeluri înalt aliate	1			
— Fonte cenușii	2			N
— Fontă tratată cu Mg	1			
— Aliaje de Zr și Ti	nu se formează porozități			

Principalele surse de formare a porozităților în piesele turnate sînt indicate în tabelul 3.13 unde gradul de influențare a tendinței de formare este notat cu 1;2 sau 3;1 fiind gradul cel mai înalt de influență.

Scanned with OKEN Scanner

3.7. FENOMENELE DE SEGREGARE

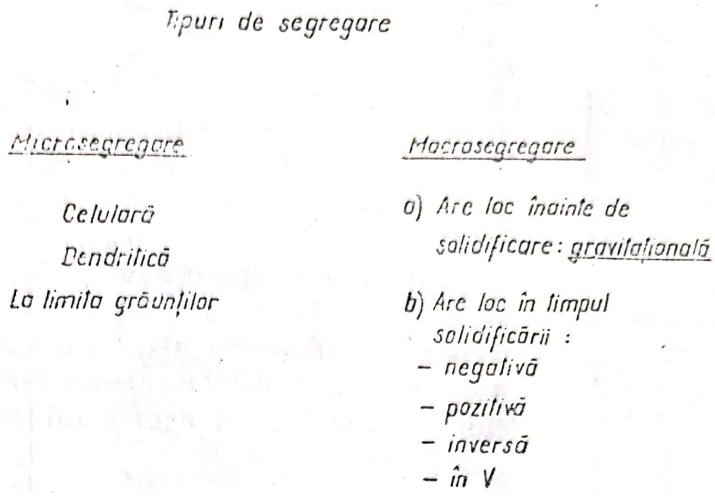


Fig. 3.92. Tipuri de segregare.

O consecință directă a proceselor de redistribuire a elementelor de aliere între faza solidă și cea lichidă în timpul formării structurii primare este apariția neuniformităților de compoziție chimică în interiorul unui cristal și între cristale, fenomen cunoscut sub denumirea de segregare. În funcție de distanța pe care se consideră neuniformitatea chimică se pot întîlni microsegregări și macrosegregări (fig. 3.92).

În vederea analizării fenomenelor de segregare este necesar să se adopte un model al procesului de solidificare, care presupune că există echilibru local la interfața solid-lichid, diferențe de compoziție chimică foarte mici în interiorul porțiunilor de lichid din spațiile interdendritice și că nu are loc o difuzie pe distanțe mari.

Microsegregarea rezultă ca urmare a transportului de masă prin difuzie pe distanțe mici și în unele cazuri și ca urmare a deplasării locale a unor faze secundare (cum sînt incluziunile). Se consideră deci drept microsegregări gradientele de concentrație în interiorul ramurilor dendritice și precipitării ale unor faze secundare sau incluziuni.

Macrosegregarea rezultă în principal ca urmare a deplasării aliajului lichid în spațiile interdendritice datorită contracției la solidificare, a gravitației ce acționează asupra fluidelor cu densități diferite și uneori și ca urmare a flotării unor particule străine.

Fenomenele de segregare au stat în centrul atenției cercetătorilor ca urmare a influenței lor puternice asupra proprietăților fizice și mecanice ale aliajelor turnate.

Segregarea influențează în mod deosebit proprietățile mecanice și rezistența la coroziune ale pieselor turnate. De asemenea, afectează proprietățile de prelucrare prin deformare plastică și, în special, proprietățile în secțiune transversală.

Modelul de solidificare. În figura 3.93 se prezintă în mod schematic solidificarea unui aliaj care are un domeniu bifazic și se solidifică cu formarea de dendrite columnare (*a*) și grăunți echiaxi (*b*). După cum se constată din figura 3.93 la momentul considerat există o zonă solidă (*S*) formată la suprafața formei (*F*) și o zonă complet lichidă (*L*) în partea centrală. Între aceste două zone există una în care se găsește atît aliaj lichid cît și solid, numită zonă **bifazică**. Aliajul lichid din zona (*L*) are o compoziție chimică ce rămîne aproape egală cu cea medie inițială în tot timpul procesului de solidificare. Se consideră că între ramurile dendritice și, în special, în zonele mai reci ale zonei

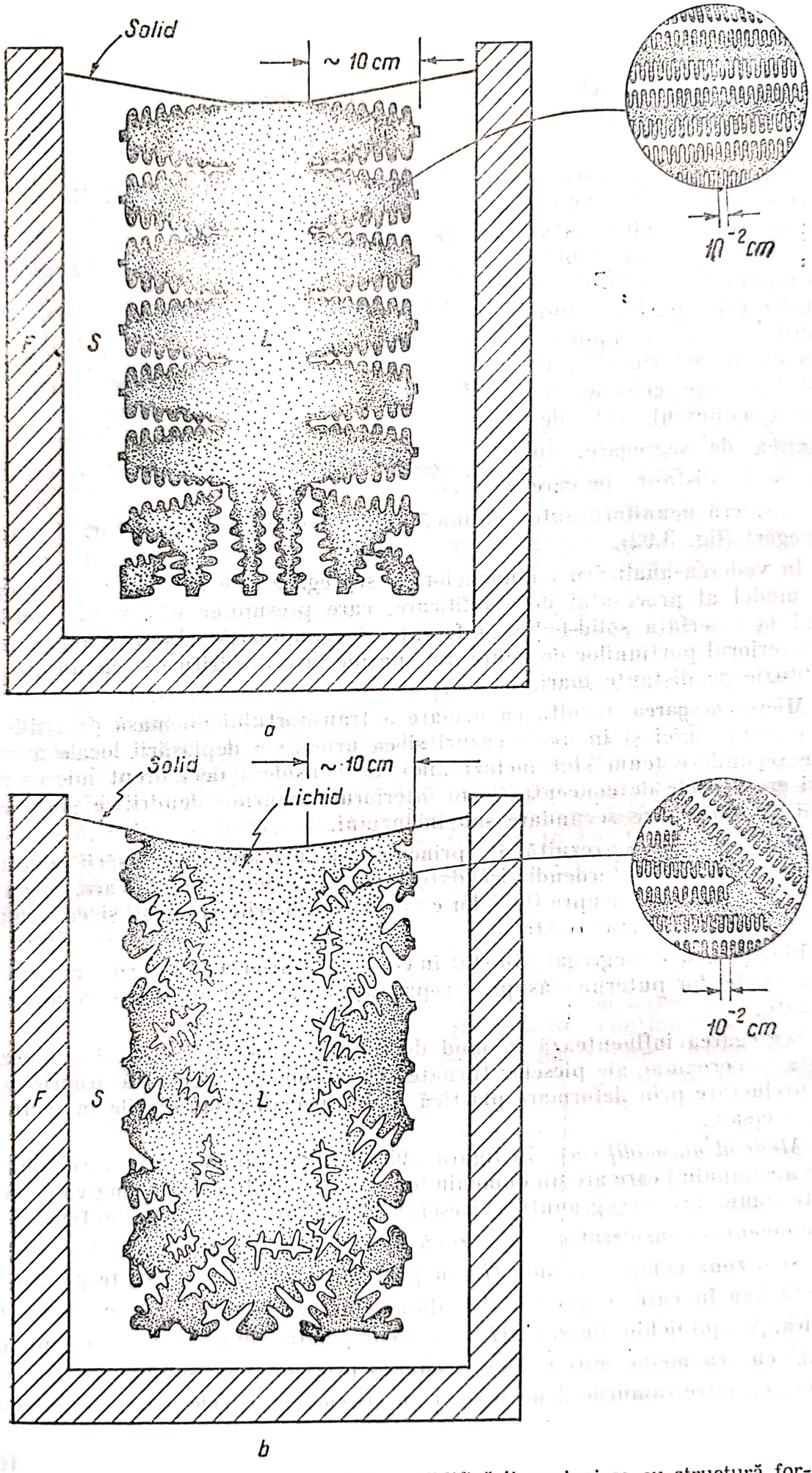


Fig. 3.93. Reprezentarea schematică a solidificării unei piese cu structură formată din grăunți columnari *(a)* și echiacși *(b)*.

Scanned with OKEN Scanner

bifazice lichidul se îmbogățește în element dizolvat ca urmare a solubilității lui mai mici în faza solidă care se formează. Această îmbogățire în element dizolvat este ilustrată pe figură. De reținut că în condiții normale lățimea zonei bifazice este de ordinul a 10 cm, în timp ce ramurile dendritice au o grosime de 10^{-2} cm (fig. 3.93). Rezultă că într-o zonă bifazică se pot forma peste 1 000 de ramuri dendritice. Ca urmare se consideră că în faza lichidă dintre ramurile dendritice nu există o diferență de concentrație semnificativă și că are loc o difuzie aproape completă. Deoarece lățimea zonei bifazice este așa de mare față de cea a unei ramuri dendritice, se consideră că difuzia pe această distanță este neglijabilă. De asemenea, se apreciază că la contactul solid-lichid există echilibru și că se poate aplica legea repartiției elementului dizolvat între faza lichidă și cea solidă.

3.7.1. MICROSEGREGAREA

Segregarea celulară. După cum este cunoscut, o substructură celulară se formează într-un aliaj monofazic în timpul perioadei inițiale de solidificare, cînd gradul de subrăcire constituțională este foarte mic. Pe măsură ce interfața solid-lichid avansează spre centrul termic al piesei turnate, aliajul lichid adiacent la interfață este mai bogat în element dizolvat cînd $K_0 < 1$ și mai sărac în element dizolvat decît faza solidă cînd $K_0 > 1$. Elementul dizolvat este eliminat atît din părțile laterale, cît și din partea frontală a celulelor. Ca urmare a scoaterii elementului dizolvat din soluția solidă și îmbogățirea în acesta a fazei lichide, pe părțile laterale ale celulei are loc o acumulare a acestuia la limitele dintre celule. Segregarea cea mai mare se va obține la punctele de joncțiune ale celulelor, așa cum se vede și din figura 3.94.

Variația concentrației elementului dizolvat de la centrul către marginea celulelor se numește segregare celulară și se extinde pe distanțele de ordinul a $5 \cdot 10^{-3}$ m. Studii efectuate pe bază de analize metalografice și cu microsonde electronice arată că la limita de grăunți concentrația elementului dizolvat poate fi dublă față de cea medie. Cu toate acestea, ca urmare a distanțelor mici pe care apar asemenea abateri de la compoziția chimică medie, poate avea loc o omogenizare a compoziției datorită difuziei care are loc și în fază solidă, în timpul răcirii. De exemplu, considerînd un element dizolvat cu coeficientul de difuzie 10^{-12} m²/s pentru o celulă cu dimensiunea de $\simeq 5 \cdot 10^{-5}$ m este necesară o durată de menținere de 1 oră pentru eliminarea segregării celulare.

3.7.2. SEGREGARE DENDRITICĂ

Microsegregarea care rezultă ca urmare a redistribuției elementelor dizolvate în timpul solidificării dendritice conduce la variații de concentrație între centrul și partea exterioară a ramurilor dendritice.

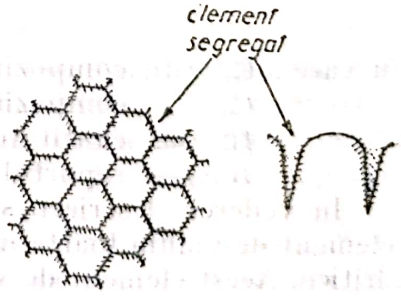


Fig. 3.94. Reprezentarea schematică a distribuției dizolvatului în timpul solidificării celulare.

Scanned with OKEN Scanner

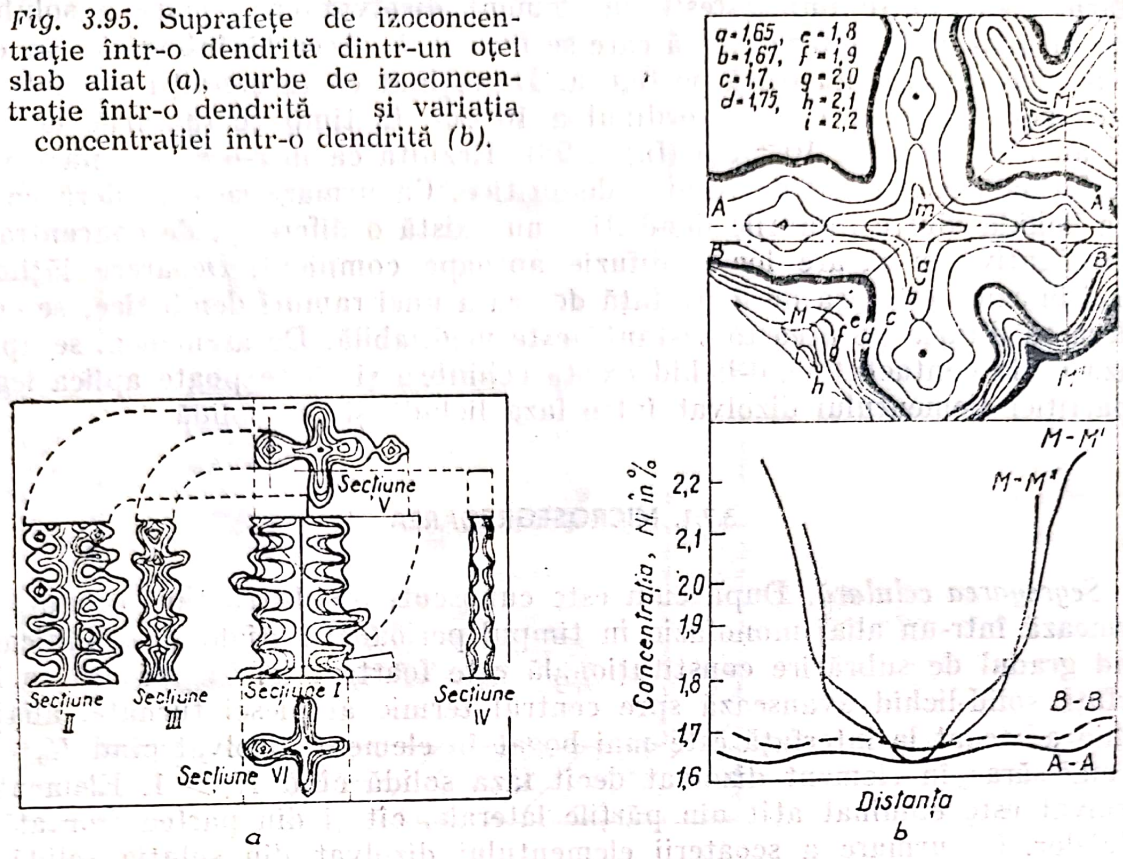


Fig. 3.95. Suprafețe de izoconcentrație într-o dendrită dintr-un oțel slab aliat (*a*), curbe de izoconcentrație într-o dendrită și variația concentrației într-o dendrită (*b*).

În figura 3.95 se prezintă natura complexă a profilului concentrației într-o dendrită, determinată cu microsonda electronică. Această figură evidențiază clar morfologia anizotropă a creșterii dendritice.

Cu cît distanța dintre ramurile dendritice este mai mare cu atît este mai dificil de a omogeniza compoziția printr-un tratament termic ulterior, știind că pentru un anumit aliaj, timpul de omogenizare la o anumită temperatură este proporțional cu pătratul distanțelor dintre ramurile dendritice.

Microsegregarea rezultată în timpul solidificării metastabile a aliajelor binare este reprezentată prin ecuațiile lui *Scheil*.

$$\frac{df_l}{dC_l} = -\frac{1}{1-K}\frac{f_l}{C_l}, \tag{3.51}$$

iar dacă raportul de repartiție k este constant, relația ia forma :

$$C_l = C_0 f_l^{K-1}, \tag{3.52}$$

în care : C_l este compoziția aliajului lichid, la interfață ;
C_0 — compoziția inițială a aliajului lichid ;
f_l — cantitatea relativă de lichid în volumul analizat ;
K — raportul de repartiție la echilibru.

În vederea descrierii solidificării dendritice, ecuația 3.52 se aplică la un element de volum foarte mic de ordinul de mărime al grosimii ramurilor dendritice. Acest element de volum este suficient de mic încît variabilele ecuației diferă foarte puțin pe grosimea lui, dar suficient de mare ca f_l să reprezinte fracția relativă de lichid de la interfață.

Avînd în vedere că compoziția fazei solide la interfață este descrisă de către coeficientul de repartiție și compoziția fazei lichide și că nu există

Scanned with OKEN Scanner

difuzie în faza solidă, ecuația 3.52 poate fi scrisă astfel :

$$C_s = KC_0(1 - f_s)^{k-1}, \qquad (3.53)$$

în care C_s este linia de izoconcentrație din faza solidă care cuprinde fracția solidă f_s.

Ecuația 3.53 se poate aplica atît în timpul, cît și după solidificare și este cunoscută sub forma ecuației microsegregării dendritice.

Studiile efectuate în vederea verificării valabilității acestei ecuații arată o bună concordanță între rezultatele experimentale și cele teoretice. Astfel în cazul unui aliaj Al—4,5% Cu (fig. 3.96, *a*) s-a constatat o segregare mai mică decît cea rezultată din calcule utilizînd ecuația 3.53. Conținutul minim de cupru din fază solidă apărută la începutul solidificării este de 1,5% Cu față de 0,77% Cu cît rezultă din calcule (fig. 3.96).

Aceste abateri se explică prin aceea că are loc totuși o difuzie în stare solidă și că dimensiunile ramurilor dendritice cresc în timpul solidificării, iar unele dintre ramurile dendritice mici sînt dizolvate în timpul solidificării.

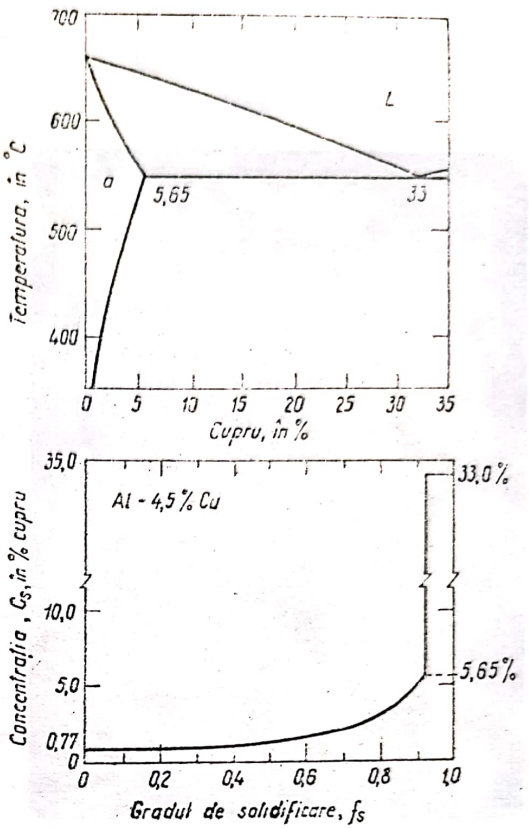


Fig. 3.96. Variația compoziției fazei solide C_s funcție de fracția solidificată f_s, într-un aliaj Al—4,5% Cu.

Luînd în considerare difuzia care are loc în faza solidă în timpul solidificării se poate scrie următoarea relație a segregației :

$$C_s = KC_0\left(1 - \frac{f_s}{\alpha K'}\right)^{K-1} = KC_0\left(1 - \frac{f_s}{\frac{D_s \cdot t_s}{(d/2)^2} \cdot K}\right)^{K-1} \qquad (3.54)$$

în care :

$$\alpha = \frac{D_s t_s}{(d/2)^2};$$

D_s este coeficient de difuzie în stare solidă ;
t_s — timp de solidificare ;
d — distanța dintre două ramuri dendritice.

Ecuația de mai sus indică, în condordanță cu rezultatele experimentale, faptul că difuzia în stare solidă în timpul solidificării influențează repartiția finală a elementului dizolvat și că influența acestei difuzii este puțin dependentă de timpul de solidificare, deoarece raportul t_s/d^2 este în general aproape constant la solidificare dendritică.

Analizele efectuate cu microsonda electronică în cazul aliajului Al — 4,5% Cu arată că viteza de solidificare nu are o influență deosebită asupra gradului de microsegregare.

În figurile 3.97 și 3.98 se prezintă distribuția elementelor dizolvate în cazul aliajului Al — 4,5% Cu și a unui oțel slab aliat.

Scanned with OKEN Scanner

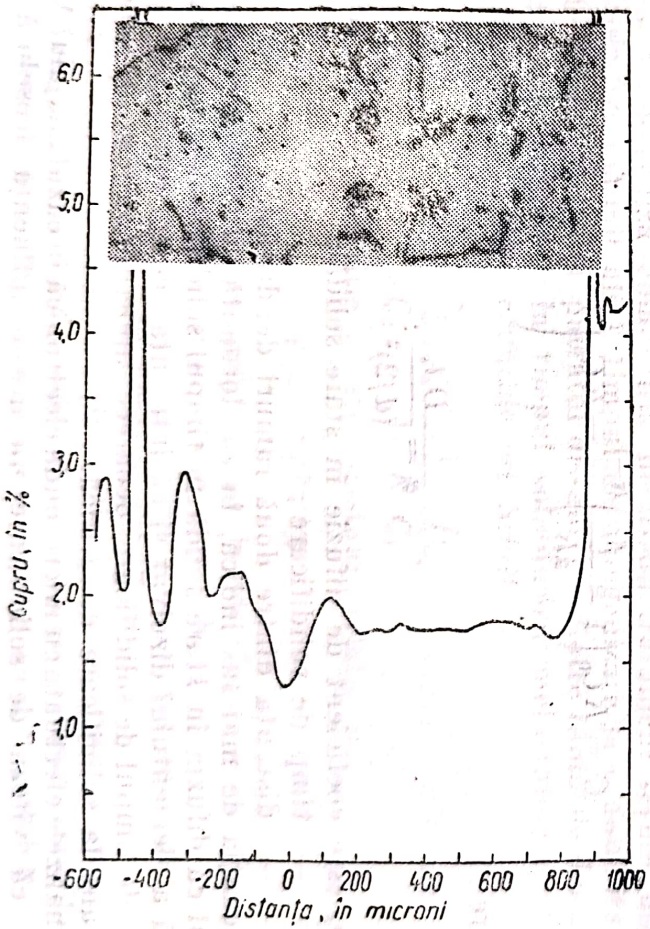


Fig. 3.97. Variația conținutului de cupru într-o probă dintr-un aliaj Al—4,5% Cu.

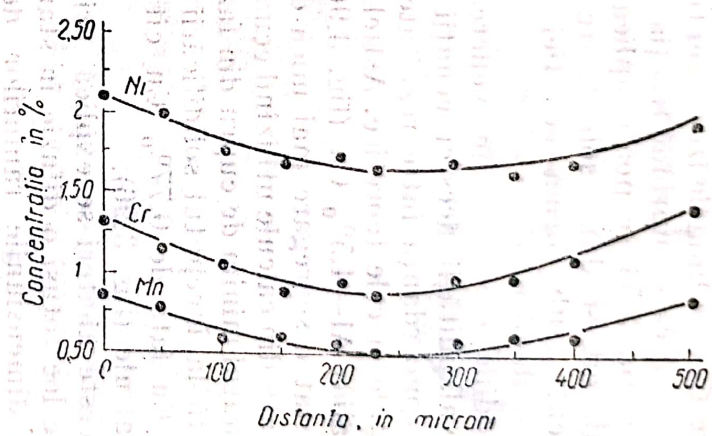


Fig. 3.98. Variația conținutului de nichel, cupru și mangan într-o probă dintr-un oțel slab aliat.

Scanned with OKEN Scanner

O formă importantă a microsegregării include formarea unor faze secundare în procesul de solidificare a aliajelor ternare cum sînt incluziunile nemetalice, care se formează și cresc în intervalul de temperatură cînd se solidifică faza metalică formată primar.

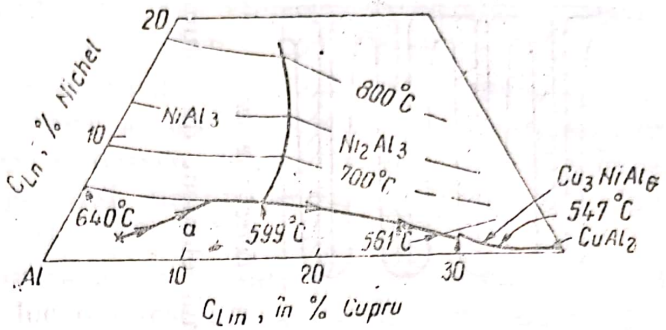


Fig. 3.99. Variația conținutului de cupru în faza solidă la solidificarea unui aliaj Cu-Ni-Al funcție de gradul de solidificare.

Ca exemplu se pot considera aliajele Al — 4,5% Cu care conțin și 2% Ni (fig. 3.99). Primele cristale formate sînt bogate în aluminiu, nichelul și cuprul segregînd în lichid, care se îmbogățește în aceste elemente.

Pe baza aceluiași raționament care a condus la ecuația (3.51) se poate scrie ecuația pentru solidificarea unei singure faze din aliajul ternar :

$$\frac{df_l}{dC_{lm}} = -\frac{1}{1-K_{\alpha m}} \cdot \frac{f_l}{C_{lm}} \tag{3.55}$$

și

$$\frac{df_l}{dC_{ln}} = -\frac{1}{1-K_{\alpha n}} \cdot \frac{f_l}{C_{ln}}, \tag{3.56}$$

în care : C_{lm} și C_{ln} sînt concentrația în lichid a elementelor de aliere Cu, respectiv Ni ;

$K_{\alpha m}$ și $K_{\alpha n}$ — rapoartele de repartiție a Cu, respectiv Ni, între solid și lichid.

În cazul formării unei faze noi ($NiAl_3$ — în cazul analizat) relația devine :

$$\frac{df_l}{dC_{lm}} = -\frac{1}{1-K_{\alpha m}} \frac{f_l}{C_{lm}} - \left[1 - \frac{1-K_{\beta m}}{1-K_{\alpha m}}\right] \frac{df_\beta}{dC_{lm}}, \tag{3.57}$$

în care : f_β este fracția relativă a fazei nou formate β ;

$K_{\beta m}$ — raportul de repartiție a lui *m* la echilibru între β și lichid.

La determinarea relației 3.57 s-au avut în vedere aceleași considerente ca și la relațiile 3.51—3.54 și anume absența difuziei în faza solidă β și echilibru la interfața între β și lichid.

În aliajul analizat (fig. 3.99) compușii care se formează își schimbă compoziția chimică pe măsură ce frontul de solidificare avansează de la $NiAl_3$ la Ni_2Al_3.

În figura 3.100 se prezintă schematic modul de avansare a frontului de solidificare în aliajul Al — 4,5% Cu — 2% Ni, iar în figura 3.101 mărimea microsegregării calculată pe baza relațiilor 3.55—3.57.

Un alt domeniu important în care se face simțită influența redistribuirii elementelor este acela al segregării impurităților în timpul solidificării dendritice a pieselor din oțel. Oxigenul dizolvat în oțelul lichid este singurul element care poate intra în reacție cu alte elemente dizolvate, atunci cînd concentrația lor în faza lichidă devine suficient de mare. Se consideră că germi-

Scanned with OKEN Scanner

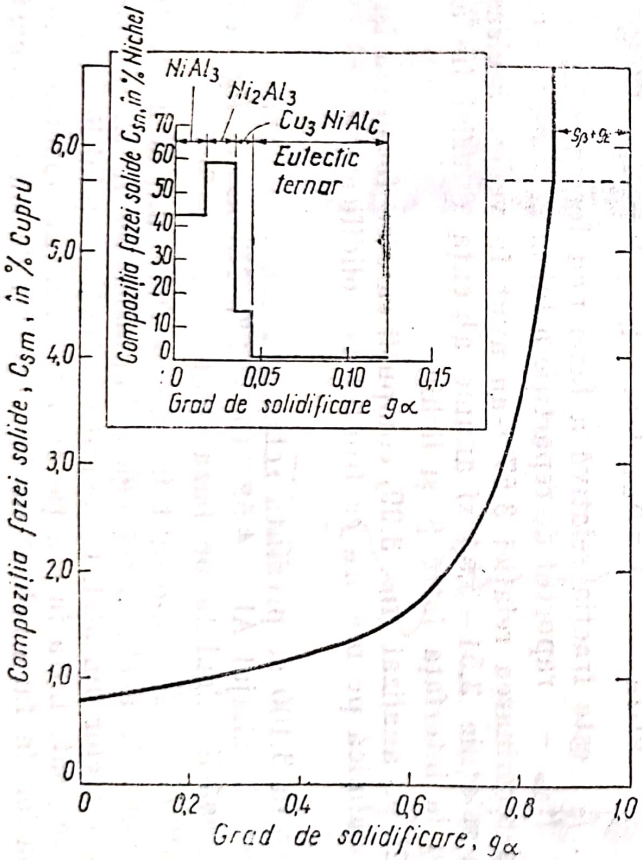


Fig. 3.101. Microsegregarea finală calculată în cazul aliajelor ternare Cu-Ni-Al cu ajutorul relațiilor 3.55, 3.56 și 3.57.

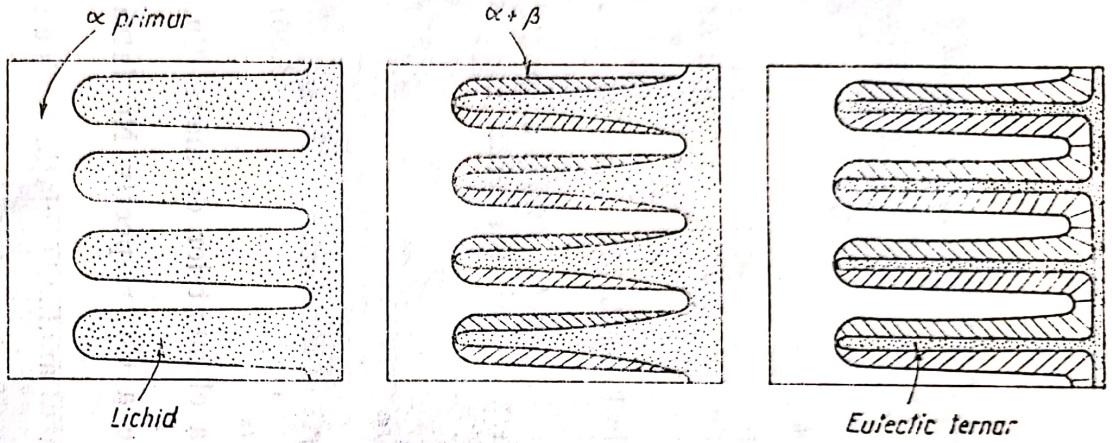


Fig. 3.100. Reprezentarea schematică a solidificării unui element de volum dintr-un aliaj ternar.

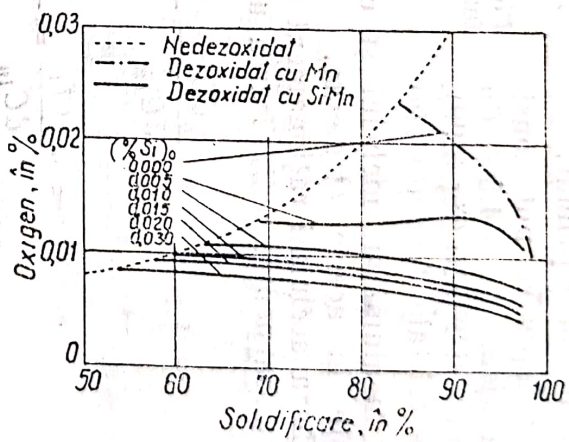


Fig. 3.102. Variația conținutului de oxigen la interfața lichid-solid funcție de gradul de solidificare.

narea oxizilor de siliciu și de mangan se face eterogen și că sînt necesare suprasaturări mici ale băii metalice în reactanții considerați.

Reacțiile cu manganul. Cînd conținuturile de oxigen și de mangan sînt suficient de mari, la un anumit moment al solidificării, acestea reacționează și formează o soluție MnO—FeO. Deoarece concentrația oxigenului este mult mai mică decît cea a manganului, primul se va micșora pînă cînd se obține echilibrul cu oxidul format.

Pe măsură ce solidificarea avansează, ca urmare a creșterii conținutului de mangan din faza lichidă, are loc o micșorare a conținutului de oxigen din lichidul încă nesolidificat.

Pe baza datelor din figura 3.75 conținutul de oxigen la echilibru în diferite momente ale solidificării, s-a calculat pentru o temperatură de solidificare aproape constantă și egală cu 1 525°C. Rezultatele calculelor sînt arătate în figura 3.102 unde conținutul de oxigen din lichidul interdendritic s-a indicat în funcție de gradul de solidificare al oțelului care conține inițial 0,0040% oxigen.

Curba figurată prin linie întreruptă în figura 3.102 indică creșterea conținutului de oxigen din lichidul de la interfața în cazul în care nu are loc reacția de dezoxidare. După cum se constată, la 84% grad de solidificare, această curbă intersectează curba de dezoxidare cu mangan. Peste această limită a gradului de solidificare, conținutul de oxigen al oțelului lichid este determinat de către reacția Mn—O, cînd se formează oxidul de mangan și de fier.

Reacțiile cu siliciul și manganul. Dacă se consideră un grad de solidificare g', lichidul rămas nesolidificat conține C'_O% oxigen, C'_{Si}% Si și C'_{Mn}% Mn, care se găsesc în echilibru cu silicatul de mangan format ca urmare a reacției de dezoxidare. La o solidificare și mai avansată g'' concentrațiile elementelor dizolvate sînt : C''_O, C''_{Si} și C''_{Mn}.

Cum aceste concentrații sînt mai mari decît cele la momentul g', rezultă că va decurge o reacție cu formare de silicat de mangan. Balanța de masă a conținuturilor de elemente dizolvate este dată de următoarea relație : (Δ indică conținutul consumat) adică :

$$\Delta C_O = \frac{32}{28}\Delta C_{Si} + \frac{16}{55}\Delta C_{Mn}\,; \tag{3.58}$$

$$\left.\begin{aligned} \Delta C_O &= C''_O - C_O\,; \\ \Delta C_{Si} &- C''_{Si} - C_{Si}\,; \\ \Delta C_{Mn} &= C''_{Mn} - C_{Mn}, \end{aligned}\right\} \tag{3.59}$$

în care termenii C_O, C_{Si}, C_{Mn} sînt concentrațiile la echilibru ale elementelor dizolvate după dezoxidare la un grad de solidificare g'.

Considerînd că silicatul de mangan are o compoziție exprimată prin raportul $r = N_{MnO}/N_{SiO_2}$, atunci se poate scrie corelația dintre necesarul de siliciu și mangan pentru formarea unui silicat de mangan caracterizat prin raportul r :

$$\Delta C_{Mn} = \frac{55}{28} r \Delta C_{Si}. \tag{3.60}$$

sau prin combinarea relațiilor (3.58), (3.59) și (3.60) se obține :

$$C''_O - C_O = 0{,}57(2 + r)(C''_{Si} - C_{Si}).$$

Concentrațiile C'', corespunzătoare gradului de solidificare g'', se pot scrie în funcție de concentrațiile de echilibru C' la g' :

$$\left.\begin{aligned} C''_O &= C'_O \frac{1 - g'}{1 - g''}; \\ C''_{Si} &= C'_{Si} \sqrt[3]{\frac{1 - g'}{1 - g''}}; \\ C''_{Mn} &= C'_{Mn} \sqrt[3]{\frac{1 - g'}{1 - g''}} \simeq C_{Mn}. \end{aligned}\right\} \quad (3.61)$$

Știind că C_O, C_{Si} și C_{Mn} sînt în echilibru cu un produs de dezoxidare $r = N_{MnO}/N_{SiO_2}$, se poate scrie că :

$$C'_O \frac{1 - g'}{1 - g''} - \frac{a_{MnO}}{k_{Mn} C_{Mn}} = 0{,}57 \left[2 + \frac{N_{MnO}}{N_{SiO_2}}\right] \left[C'_{Si} \sqrt[3]{\frac{1 - g'}{1 - g''}} - \right.$$

$$\left. - \frac{C^2_{Mn}}{k_{MnSi}} \cdot \frac{a_{SiO_2}}{(a_{MnO})^2}\right], \quad (3.62)$$

în care : a_{MnO} și a_{SiO_2} sînt activitățile oxidului de mangan, respectiv de siliciu în produsele de reacție obținute ;

k_{Mn} și k_{SiMn} — constantele de echilibru pentru reacțiile de dezoxidare cu Mn, respectiv cu siliciu și mangan.

La valori mari pentru mangan se poate scrie că :

$$C_{Mn} \simeq C''_{Mn}.$$

Cunoscîndu-se valorile C'_O, C'_{Si} și C'_{Mn} corespunzătoare lui g' și valorile k_{Mn} și k_{SiMn} pentru 1 525°C, ecuația 3.62 poate fi rezolvată. În figura 3.102 sînt trasate curbele de variație a conținuturilor de oxigen din oțelul lichid interdendritic cu compoziția inițială 0,004% O, 0,05% Mn și diferite procente de siliciu.

Pentru calculul gradului de solidificare g la care are loc reacția de dezoxidare se utilizează relația :

$$(1 - g)^{4/3} = \frac{k_{Mn}[C_O]_o \, [C_{Mn}]_o}{a_{MnO}}. \quad (3.63)$$

În figura 3.103 se arată rezultatele unui alt exemplu de calcul pentru cazul unui oțel care conține [% Mn]$_o$ = 0,50, [% Si]$_o$ = 0,010 și diferite conținuturi de oxigen.

Reacțiile sulfului. Marea majoritate a incluziunilor de sulfuri și oxisulfuri care se găsesc în oțelurile turnate în piese se formează în timpul solidifi-

Scanned with OKEN Scanner

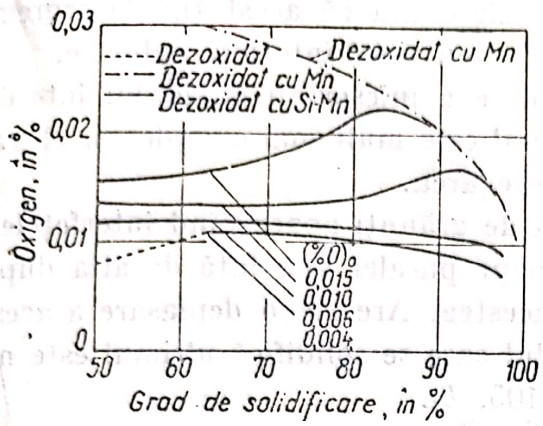


Fig. 3.103. Variația conținutului de oxigen al oțelului care se solidifică: % Si=0,010 ; % Mn=0,5 ; temperatura de solidificare T=1 798°K.

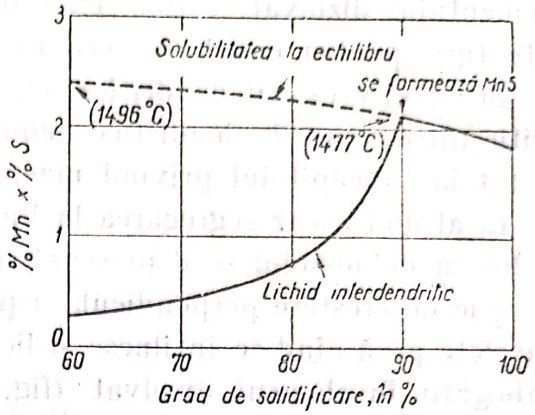


Fig. 3.104. Formarea sulfurilor de mangan în timpul solidificării dendritice a unui oțel cu 1,5% Mn ; 0,25% C și 0,05% S.

cării într-o manieră similară celei descrise la formarea oxizilor și silicaților. Folosind un mod de calcul aproape similar se poate reprezenta îmbogățirea lichidului interdendritic în sulf și mangan. În figura 3.104 se prezintă produsul [% Mn] [% S] în funcție de gradul de solidificare pentru un oțel care conține 1,5% Mn ; 0,25% C și 0,05% S. La $\simeq$90% grad de solidificare se obține un produs [% Mn] [% S] egal cu cel în care se poate forma MnS.

Studii metalografice efectuate pe oțeluri turnate indică prezența sulfurilor de mangan în spațiile interdendritice. Tipul de sulfură formată în timpul solidificării depinde de compoziția oțelului și de gradul lui de dezoxidare. În majoritatea cazurilor conținutul de sulf din oțeluri variază în limitele 0,01...0,03% S.

Funcție de concentrația elementelor de aliere din oțel și de cel de oxigen sulfurile formate în timpul solidificării pot fi sulfuri solide sau oxisulfuri lichide.

3.7.3. SEGREGAREA LA LIMITA GRĂUNȚILOR

Fenomenul de segregare la limita de grăunți apare în două situații ce pot fi întîlnite în timpul formării structurii primare a aliajelor.

În primul caz limita grăunților este paralelă cu direcția de creștere și are loc formarea unei adîncituri de ordinul a 10^{-5} m la limita acestora (fig. 3.105, *a*), unde, ca urmare a subrăcirii de compoziție, are loc segregarea

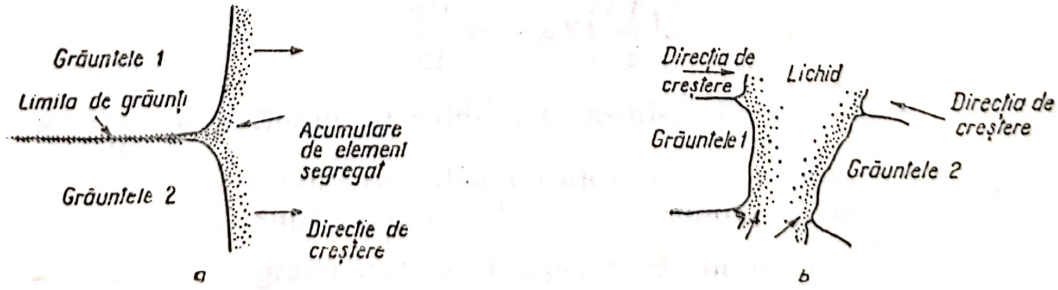


Fig. 3.105. Segregare la limită de grăunți.

elementului dizolvat. Datele experimentale arată că acest tip de segregare este tipic pentru cazul creșterii cu formarea unei interfețe celulare.

În cazul creșterii dendritice, ca urmare a micșorării lichidului interdendritic între ramurile dendritice, fenomenul este mult mai complet și el va fi tratat la subcapitolul privind macrosegregarea.

În al doilea caz segregarea la limită de grăunți apare cînd interfețele de la limita lichid-solid se deplasează aproape paralel una față de alta după o direcție de creștere perpendiculară pe acestea. Are loc o deplasare a acestor interfețe pînă cînd se întîlnesc și lichidul care se solidifică ultimul este mult îmbogățit în element dizolvat (fig. 3.105, *b*).

Scanned with OKEN Scanner

Scanned with OKEN Scanner

Capitolul IV

SOLIDIFICAREA ALIAJELOR TURNATE

4.1. SCHIMBUL DE CĂLDURĂ ÎN SISTEMUL ALIAJ-FORMĂ

Aliajul turnat și forma de turnare, formează un sistem termodinamic care schimbă energie (căldură) după legile fundamentale ale termodinamicii și anume :

— din punct de vedere *cantitativ*, după principiul conservării energiei ;

— din punct de vedere *al sensului*, după principiul al doilea al termodinamicii.

4.1.1. MODUL DE TRANSMITERE A CĂLDURII

Din momentul cînd în forma de turnare intră primele cantități de aliaj lichid, între forma de turnare și aliaj începe un proces de interacțiune termică, adică un proces de schimb de căldură.

Procesul de schimb de căldură între aliaj și forma de turnare este complex și are loc prin : conductivitate, convecție și radiație.

a. *Transmiterea căldurii prin conductivitate.* Transmiterea de căldură prin conductivitate este tipică pentru corpurile solide dar poate fi întîlnită și la fluide (lichide și gaze) în care deplasările relative lipsesc sau sînt neglijabile.

În cazul turnării aliajelor, transmiterea de căldură prin conductivitate are loc prin peretele piesei turnate și prin peretele formei de la o granulă de nisip la alta și se face după legea lui *Fourier*.

$$\frac{dQ}{dt} = -\lambda S \left(\frac{\partial T}{\partial x}\right), \tag{4.1}$$

în care : $\frac{dQ}{dt}$ este fluxul de căldură transmisă, în J/s ;

λ — conductivitatea termică, în W/m·K ;

S — suprafața de schimb de căldură, în m^2 ;

$\frac{\partial T}{\partial x}$ — gradientul de temperatură, în K/m.

Semnul minus indică scăderea temperaturii în sensul de propagare a căldurii.

b. *Transmiterea căldurii prin convecție.* Transmiterea căldurii prin convecție are loc la transportul căldurii într-un fluid în mișcare.

Dacă mișcarea fluidului este produsă integral de o variație a densității, în urma unei diferențe de temperatură, convecția este denumită naturală. În cazul cînd mișcarea fluidului se datorește unei acțiuni mecanice, convecția devine forțată. În cazul turnării aliajelor, transmiterea de căldură prin convecție are loc între peretele exterior al formei și aerul atmosferic și la interfața aliaj-formă cînd se creează un interstițiu după solidificare. Cantitatea de căldură transmisă prin convecție este dată de legea lui *Newton*:

$$dQ = \alpha_c(T_p - T_f)dS$$

sau

$$Q = \alpha_c(T_p - T_f)S, \tag{4.2}$$

în care: α_c este coeficientul de transmitere a căldurii prin convecție, în $W/m^2 \cdot K$;

T_p, T_f — temperatura piesei, respectiv a formei, în K;

S — suprafața de schimb de căldură, în m^2.

Mărimea coeficientului α_c, depinde de o multitudine de factori, dintre care cei mai importanți sînt:

— caracterul curgerii fluidului (gaze + aer) prin interstițiu creat între formă și piesă, sau cel care se filtrează printre granulele de nisip;

— caracteristicile geometrice ale spațiului prin care are loc curgerea;

— starea și proprietățile fizice ale fluidului.

c. *Transmiterea căldurii prin radiație* are loc în timpul umplerii formei cu aliaj lichid, în cavitatea formei care se umple, în special în părțile superioare ale formei și de asemenea prin interstițiul care se formează între peretele piesei și al formei imediat după solidificare (la formele metalice). De asemenea ea joacă un rol la transmiterea căldurii între suprafețele granulelor de nisip prin porii care le separă. Căldura emisă (sau absorbită), prin radiație, de un corp, în unitatea de timp, pe unitatea de suprafață, rezultă din legea lui *Stefan-Boltzman* aplicată pentru corpurile care, spre deosebire de cele negre, nu emit și nu absorb toate radiațiile care cad asupra lor *(corpuri cenușii)*

$$Q = \varepsilon_{p-f} \cdot C\left[\left(\frac{T_p}{100}\right)^4 - \left(\frac{T_f}{100}\right)^4\right] \ [J/m^2] \tag{4.3}$$

în care: ε_{p-f} este coeficientul de emisivitate reciprocă între piesă și formă;

C — constanta de radiație a corpurilor negre în $W/m^2 \cdot K^4$; ($C = 5{,}7\ W/m^2 \cdot K^4$);

T_p, T_f — temperatura piesei, respectiv a formei; în K;

Coeficientul de emisivitate ε_{p-f} se determină cu relația:

$$\varepsilon_{p-f} = \frac{1}{\frac{1}{\varepsilon_p} + \frac{1}{\varepsilon_f} - 1} \tag{4.4}$$

ε_p, ε_f — coeficienții de emisivitate pentru piesă, respectiv formă.

Scanned with OKEN Scanner

4.1.2. PARTICULARITĂȚILE TRANSMITERII CĂLDURII ÎN SISTEMUL ALIAJ-FORMĂ

Procesul de schimb de căldură între aliajul turnat și formă este complex, dar separarea lui în procese elementare (conductivitate, convecție, radiație) permite studiul cantitativ al acestui proces.

În cazul transmiterii căldurii în sistemul aliaj-formă, se întîlnesc o serie de particularități care vor fi scoase în evidență în continuare.

În timpul turnării predomină mai ales transmiterea căldurii prin radiație și convecție.

După terminarea turnării schimbul de căldură are loc prin conductivitate cînd există un contact perfect între piesa turnată și formă, iar în cazurile cînd, după solidificare se crecază un spațiu intermediar (interstițiu) între piesă și formă, transmiterea de căldură se face din nou prin radiație și convecție.

Aliajele lichide la turnare în forme conțin o cantitate relativ mare de căldură care poate fi calculată cu ajutorul relației :

$$Q = M \cdot c_p \cdot T_t, \tag{4.5}$$

în care : Q este cantitatea de căldură conținută de aliajul lichid în timpul turnării, în J ;
M — masa aliajului lichid, în kg ;
c_p — căldura specifică masică, în J/kg·K ;
T_t — temperatura de turnare, în K.

O mare parte din căldura calculată cu relația 4.5 se transmite formei de turnare.

În timpul solidificării, adică în timpul răcirii în stare lichidă și al trecerii din stare lichidă în stare solidă, aliajul din piesă cedează formei căldura de supraîncălzire și căldura latentă de solidificare (topire), conform relației :

$$Q' = M[L + c_{pl}(T_t - T_s)], \tag{4.6}$$

în care : L este căldura latentă de solidificare (topire), în J/kg ;
c_{pl} — căldura specifică masică în stare lichidă, în J/kg·K ;
T_s — temperatura de sfîrșit de solidificare, în K.

Transmiterea căldurii de la aliajul turnat la formă cuprinde mai multe etape :

— transmiterea căldurii din interiorul pereților piesei spre suprafața acestora. Transmisia are loc prin conducție și unele cazuri cînd predomină curenții de convecție și prin convecție (mai ales în stare lichidă) ;

— transmiterea căldurii de la suprafața piesei la suprafața formei. Această transmisie are loc în cazul formelor din amestec prin conducție, iar în cazul formelor metalice după solidificare cînd se creează un interstițiu între piesă și formă, prin radiație și convecție ;

— transmiterea căldurii de la suprafața formei în interiorul pereților formei, unde o parte din căldură este acumulată, iar o parte transmisă aerului atmosferic.

În cazul formelor metalice transmiterea căldurii are loc prin conductivitate iar în aerul atmosferic prin convecție și radiație. La formele din amestec transmiterea de căldură se face prin conducție, prin convecție cu ajutorul

Scanned with OKEN Scanner

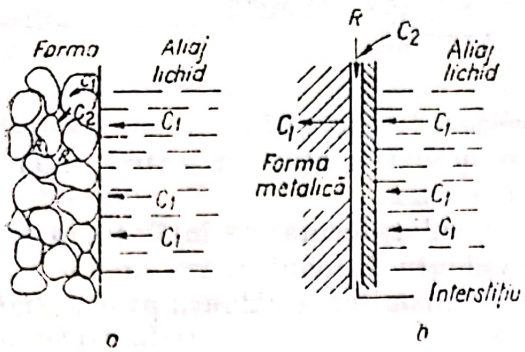


Fig. 4.1. Modul de transmitere a căldurii la turnarea aliajului lichid în formă :
a — formă din amestec ; *b* — formă metalică ; C_1 — conductivitate ; C_2 — convecţie ; *R* — radiaţie.

gazelor care se filtrează prin granulele de nisip şi mai puţin prin radiaţie, (aceasta depinzînd de volumul porilor în mod direct).

Între forma din amestec şi mediul atmosferic transmiterea căldurii se face prin convecţie (la formele cu pereţi subţiri) sau să lipsească (la formele cu pereţi groşi).

În figura 4.1 se prezintă modul de transmitere a căldurii pentru o formă din amestec şi o formă metalică.

4.1.2. PROPRIETĂŢILE TERMOFIZICE ALE METALELOR ŞI ALIAJELOR

Proprietăţile termofizice ale metalelor şi aliajelor sînt în strînsă corelaţie cu proprietăţile de turnare precum şi cu fenomenele fizico-chimice care au loc în timpul solidificării aliajului în formă.

Dintre proprietăţile termofizice cele mai importante sînt : caracteristicile atomice, densitatea, căldura specifică, temperatura de topire, temperatura de fierbere, căldura latentă de topire, conductivitatea termică, conductivitatea electrică, coeficientul de difuzivitate termică, coeficientul de acumulare a căldurii.

Caracteristicile atomice (număr de ordine, masa atomică, volumul atomic) joacă un rol important la interpretarea ştiinţifică a unor fenomene ca : nucleaţia, cristalizarea, tensiunea superficială, difuzia, etc. Masa atomică serveşte şi la calculul conţinutului procentual de atomi a unui metal într-un aliaj, cînd este cunoscut în procente de greutate. În cazul unui aliaj binar relaţia de transformare este :

$$J = \frac{100\,\frac{x}{M_A}}{\frac{x}{M_A} + \frac{100 - x}{M_B}}, \qquad (4.7)$$

în care : M_A şi M_B sînt masele atomice a celor doi constituenţi A şi B ;
x — procentul în greutate ;
J — procentul de atomi de metal A în aliaj.

În tabelul 4.1 sînt prezentate caracteristicile atomice a unor metale frecvent folosite în turnătorii.

Densitatea (ρ). Interesul practic pe care îl prezintă densitatea este acela că permite calcularea masei unei piese turnate, atunci cînd se cunoaşte volumul obţinut prin simple măsurători geometrice. De asemenea, densitatea

Scanned with OKEN Scanner

Tabelul 4.1

Caracteristicile atomice a unor metale

Caracteristici	Elementul									
	C	Mg	Al	Mn	Fe	Ni	Cu	Zn	Sn	Pb
Număr atomic	6	12	13	25	26	28	29	30	50	82
Masa atomică	12	24,3	27	55	56	58,7	63,5	65,4	118,7	207,2
Volumul atomic	5,11	14	10	7,4	7,10	76,6	7,10	9,2	16,3	18,27

poate fi folosită pentru controlul calitativ al pieselor turnate. De exemplu, volumul porilor poate fi dedus din compararea densității reale cu densitatea aliajului perfect compact.

Dacă se notează cu ρ_r densitatea reală și ρ_i densitatea ideală, volumul porilor în fracțiuni de unitate se calculează cu relația :

$$V_p = 1 - \frac{\rho_r}{\rho_i}. \tag{4.8}$$

Densitatea diverselor metale în stare solidă variază în limite largi de la $\rho = 1\,740$ kg/m³ pentru magneziu la $\rho = 11\,340$ kg/m³ pentru plumb. Mărimea densității depinde nu numai de masa atomică a elementului respectiv, dar și de compactitatea aranjării atomilor în rețeaua cristalină, adică de distanțele interatomice. Așa se explică de ce unele metale cu masa atomică mare are totuși densitatea mai mică decît altele cu masă atomică mică.

Densitatea în stare lichidă este mai mică decît în stare solidă datorită faptului că în stare lichidă cresc distanțele interatomice (volumul specific crește cu temperatura).

Densitatea aliajelor poate fi calculată aproximativ, din densitatea metalelor componente după regula amestecurilor.

Densitatea aliajelor în stare lichidă influențează tehnologia de turnare, deoarece de ea depinde presiunea coloanei de metal lichid la umplerea formelor și deci alegerea permeabilității amestecurilor de formare, pentru evitarea pătrunderii aerului din pereții formei în coloana de metal lichid și deci evitarea formării suflurilor. Aliajele cu densitate mică pe bază de Al, Mg reclamă amestecuri de formare cu permeabilitate mare.

Căldura specifică (capacitatea calorică masică) și *căldura latentă de cristalizare (topire)* determină căldura necesară pentru topirea metalului și supraîncălzirea lui la temperatura de turnare.

Căldura specifică în stare solidă, poate fi calculată cu ajutorul legii lui *Dulong* și *Petit* (căldura atomică a metalelor este constantă și egală cu 25,125 J/atom·gram = 6,0 cal/atom·gram) :

$$c_{ps} = \frac{25{,}125}{A} \quad [\text{J/g·K}] \tag{4.9}$$

în care : A este masa atomică.

Căldura specifică în stare lichidă poate fi calculată cu relația :

$$c_{pl} = \frac{29{,}94}{A} \quad [J/g \cdot K] \tag{4.10}$$

și este cu circa 20% mai mare decît în stare solidă.

Căldura specifică pentru aliaje poate fi calculată din căldura specifică a metalelor componente după regula amestecurilor.

Căldura specifică prezintă importanță în sensul că metalele și aliajele cu căldură specifică mare (masa atomică mică) se răcesc mai puțin în oala de turnare și la curgerea prin canalele rețelei la turnare, deci au o capacitate de umplere *(fluiditate)* mai mare.

Căldurile specifice ale metalelor variază în limitele 120...1 200 J/kg·grd. În aliaje și amestecuri de metale căldura specifică exprimă foarte bine legea aditivității, adică, odată cu mărirea temperaturii căldura specifică a metalelor și aliajelor crește.

La temperaturile corespunzătoare transformărilor alotropice în stare solidă, căldură specifică posedă cele mai mari valori (prezintă maxime).

Pentru metalele care stau la baza celor mai multe aliaje utilizate în turnătorii, căldura specifică la temperatura normală și în apropiere de temperatura de topire are următoarele valori :

Metalul de bază al aliajului	Zn	Mg	Al	Cu	Fe	Ti
Căldura specifică, în J/Kg. K — la 20°C	380	980	905	384	447	545
— în apropierea temperaturii de topire	460	1 460	1 420	545	875	—

Dependența căldurii specifice a fontelor și oțelurilor de temperatură este arătată în figura 4.2.

O altă proprietate termofizică importantă a aliajelor o reprezintă căldura de cristalizare. Pentru principalele metale care stau la baza aliajelor de turnătorie căldura de cristalizare are următoarele valori :

Metalul de bază al aliajului	Zn	Mg	Al	Cu	Fe	Ti
Căldura de cristalizare, în kJ/kg	105	380	400	205	272	327

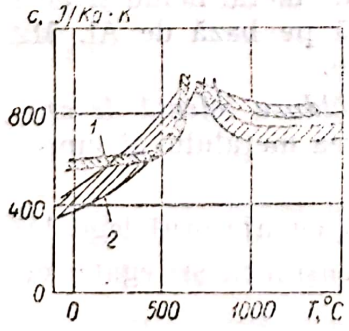


Fig. 4.2. Dependența căldurii specifice a aliajelor feroase cu temperatura :
1 — fonte ; 2 — oțeluri.

La majoritatea metalelor și aliajelor căldura de cristalizare variază în limitele 105...420 kJ/kg, iar cea mai mare căldură de cristalizare o au borul, siliciul, titanul și zirconiul.

Temperatura de topire a diverselor metale variază de la 505 K la Sn la 1 728 K la Ni. Temperatura de topire, determină alegerea refractarității amestecurilor de formare și alegerea agregatelor de topire.

De temperatura de topire depinde viteza cu care scade temperatura aliajului la turnare, prin pierderea căldurii prin radiație, convecție și conducție deci durata posibilă de menținere a lui în stare lichidă.

Scanned with OKEN Scanner

Temperatura de fierbere dă indicații în linii mari asupra temperaturii la care pierderile prin evaporare devin importante.

Conductivitatea electrică respectiv inversa ei, *rezistivitatea electrică*, nu joacă un rol direct în problemele de turnătorie, însă poate avea alte utilizări. De exemplu, prin măsurarea rezistivității electrice se poate estima conținutul de magneziu și aluminiu într-un aliaj bogat în aluminiu sau un aliaj bogat în magneziu, cu o precizie egală cu cea dată de analiza spectografică.

Pentru cele mai multe metale raportul dintre conductivitate termică și conductivitatea electrică este constant.

Variația rezistivității electrice cu temperatura poate fi folosită la urmărirea transformărilor care au loc în cazul tratamentelor termice a aliajelor. Între conductivitatea termică și cea electrică există corelația dată de legea lui Widemann-Franz :

$$\lambda = K_1 \cdot \sigma \cdot T + K_2, \qquad (4.11)$$

în care : λ este conductivitatea termică ;
σ — conductivitatea electrică ;
T — temperatura, în K ;
K_1, K_2 — constante ce depind de aliaj.

Relația poate fi folosită pentru determinarea conductivității termice în funcție de conductivitatea electrică care se măsoară mai ușor. Precizia de determinare este în limita de 5%. În tabelul 4.2 sînt date valorile coeficienților K_1 și K_2.

Tabelul 4.2

Valorile coeficienților K_1 și K_2

Metalul	$10^8 \cdot K_1$	K_2
Al	2,22	0,105
α-Fe	2,43	0,092
β-Fe	2,39	0,042
Mg	2,16	0,092
Cu	2,39	0,075
Ni	2,13	0,084

Conductivitatea termică determină viteza de transmitere a căldurii printr-un corp în regim constant de temperatură și joacă un rol important și la transmiterea căldurii în regim variabil, alături de densitatea și căldura specifică a corpului.

Conductivitatea termică joacă un rol important la apariția tensiunilor de turnare. O conductivitate termică mică frînează egalizarea temperaturii între părțile groase și cele subțiri ale piesei turnate ceea ce conduce la contracții diferite și deci la apariția tensiunilor.

Conductivitatea termică depinde de natura aliajului, de compoziția chimică și de temperatură. Astfel, cea mai mare conductivitate termică o prezintă aurul, argintul, cuprul și aluminiul.

Din punct de vedere al conductivității termice cele mai răspîndite metale care stau la baza aliajelor utilizate în turnătorii posedă valori în intervalul de 25...250 W/m·K. Conductivitatea termică depinde mult de compoziția chimică a aliajului și este influențată chiar de conținuturi mici de impurități.

Scanned with OKEN Scanner

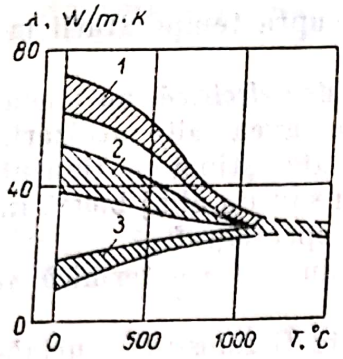


Fig. 4.3. Dependența conductivității termice a aliajelor feroase cu temperatura :

1 — fier și oțeluri cu carbon scăzut ; *2* — oțeluri cu carbon mediu și fonte ; *3* — oțeluri înalt aliate.

Odată cu creșterea temperaturii conductivitatea termică a metalelor, de obicei se micșorează. Cu cît este mai mare temperatura cu atît este mai mică influența impurităților asupra conductivității termice. Pentru metalele care stau la baza aliajelor de turnătorie, conductivitatea termică la temperatura normală și la temperatura apropiată de cea de topire prezintă următoarele valori :

Metalul de bază al aliajului	Zn	Mg	Al	Cu	Fe	Ti
Conductivitatea termică, în W/m. grd. — la 20°C	108	160	210	385	73	16
— în apropierea temperaturii de topire	92	145	419	328	29	—

În cazul aliajelor, conductivitatea termică variază în funcție de compoziția chimică și de temperatură.

În figura 4.3 se prezintă variația conductivității termice a aliajelor feroase (oțeluri și fonte) în funcție de temperatură.

După cum rezultă din figura 4.3 cu creșterea temperaturii conductivitatea termică se micșorează la aliajele feroase slab aliate (curbele *1* și *2*), în timp ce la aliajele feroase înalt aliate (curba *3*) conductivitatea termică crește.

În unele metale neferoase influența alierii asupra conductivității este inversă.

De exemplu, conductivitatea termică a cuprului la 293 K scade de 5 ori la un adaos de 1,1% Si sau 2,5% Mn, iar la un adaos de 3% Si sau 6% Mn scade de 10 ori.

Coeficientul de difuzivitate termică (a) este dat de relația :

$$a = \frac{\lambda}{\rho \cdot c_p} \quad [m^2/s] \tag{4.12}$$

în care : λ este conductivitatea termică ;
ρ — densitatea ;
c_p — căldura specifică masică la presiune constantă.

El caracterizează global modul de transmitere a căldurii într-un corp în funcție de caracteristicile metalului sau aliajului (λ, c_p, ρ).

Coeficientul de acumulare a căldurii (b) este dat de relația :

$$b = \sqrt{\lambda \cdot \rho \cdot c_p} \quad [W \cdot s^{1/2}/m^2 \cdot K] \tag{4.13}$$

și el caracterizează capacitatea metalului sau aliajului de a înmagazina și conduce căldura spre exterior.

În tabelul 4.3 sînt date proprietățile termofizice ale principalelor aliaje din turnătorie.

Scanned with OKEN Scanner

Tabelul 4.3

Proprietățile termofizice ale aliajelor de turnătorie

Aliaj	Temperatura, în °C	ρ, în kg/m³	C_p în J/kg·K	λ, în W/m·K
Oțel cu carbon scăzut	1 530	7 200	840	29
Oțel cu carbon mediu	1 480...1 500	7 200	750...800	29
Fontă cenușie	800...1 200	6 600...7 200	750...800	38...42
Aliaje de aluminiu	650	2 600	1 150	290
Aliaje de cupru	107	8 700	500	290

4.1.3. PROPRIETĂȚILE TERMOFIZICE ALE AMESTECURILOR DE FORMARE

Căldura este transmisă prin pereții formei deci prin amestecurile de formare în felul următor:

— prin conducție prin intermediul punctelor de contact a granulelor de nisip și prin peliculele de lianți;

— prin radiație de la un grăunte la altul prin intermediul aerului sau gazelor din porii formei;

— prin convecție, prin intermediul gazelor care se filtrează prin porii peretelui formei.

Procesul de transmisie a căldurii influențează și alte procese: evaporarea apei, arderea adaosurilor din amestecurile de formare și reacțiilor care au loc în atmosfera gazoasă.

În cazul unor gradiente mari de temperatură în pereții formelor cu capacitate mică de transmitere a căldurii, caracteristicile termice la diferite distanțe de suprafața de contact metal-formă pot căpăta valori foarte diferite.

Asupra transmiterii de căldură poate să influențeze de asemenea gradul de îndesare, prin efectul pe care-l are asupra densității. Cu toate acestea pentru calculele tehnologice proprietățile termofizice ale amestecurilor utilizate pentru forme pot fi apreciate că sînt asemănătoare cu cele ale corpurilor solide (ale granulelor de cuarț).

Densitatea (ρ_f) amestecurilor de formare constituite din nisip + argilă este de 1 600...1 700 kg/m³, *căldura specifică* (c_f) pentru forma uscată este de 750...850 J/kg·K, pentru forma crudă de 1 050...1 200 J/kg·K.

Conductivitatea termică (λ_f) a amestecului de formare variază în limite largi (0,014...0,4 W/m·K).

Valoarea acesteia este de 20 ori mai mică decît conductivitatea termică a cuarțului compact care constituie materialul de bază a amestecului de formare.

Odată cu creșterea proporției de argilă din amestec de la 4...12% se mărește numărul suprafețelor de contact între grăunți și prin aceasta se mărește conductivitatea termică cu 5...10%.

Cu creșterea conținutului de apă în amestec de la 0...4%, conductivitatea amestecului crește de 2...2,5 ori iar în cazul măririi conținutului de apă pînă la 8%, conductivitatea crește de 3 ori. Aceasta se explică prin transmisia căldurii ca urmare a evaporării apei.

Scanned with OKEN Scanner

Micşorarea dimensiunilor granulelor de nisip determină un efect de ecranare şi frînează transmisia căldurii prin radiaţie.

Micşorarea dimensiunilor granulelor de nisip de exemplu de la 0,5...1 mm pînă la 0,25 mm determină micşorarea conductivităţii termice a amestecului pînă la 1,5 ori.

Introducerea adaosurilor (de exemplu făină de lemn), micşorează brusc conductivitatea termică a amestecului.

La temperaturi scăzute, transmisia de căldură prin conducţie în amestec este determinată în principal de punctele de contact între grăunţi în timp ce la temperaturi ridicate transmisia de căldură este determinată de radiaţie şi de gradul de ecranare.

În tabelul 4.4 sînt date valorile medii ale proprietăţilor termofizice ale amestecurilor de formare obişnuite.

Tabelul 4.4

Valorile proprietăţilor termofizice pentru amestecurile obişnuite de formare

Amestecul de formare	ρ, în kg/m³	c_p, în J/kg·K	λ, în W/m·K
Crud	1 800	1 050	0,29
Uscat	1 700	840	0,17
Crud cu adaosuri	300	1 700	0,04

De obicei proprietăţile termofizice ale formei sînt caracterizate prin cei doi coeficienţi, b_f, a_f.

Coeficientul de acumulare a căldurii de către peretele formei (b_f) este :

$$b_f = \sqrt{\lambda_f \cdot c_f \cdot \rho_f}, \quad [\mathrm{W \cdot s^{1/2}/m^2 \cdot K}], \qquad (4.14)$$

şi caracterizează capacitatea materialului formei de a înmagazina căldura primită de la aliaj.

Coeficientul de difuzivitate termică (a_f) este :

$$a_f = \frac{\lambda_f}{c_f \cdot \rho_f} \quad [\mathrm{m^2/s}] \qquad (4.15)$$

şi caracterizează capacitatea formei de a conduce căldura spre exterior.

Coeficienţii b_f şi a_f depind de natura materialului formei, iar cunoaşterea valorilor lor are o mare importanţă practică, deoarece cu ajutorul lor putem regla în limite largi viteza de răcire şi deci viteza de solidificare a aliajului.

Valorile coeficientului b_f variază în limite largi, de exemplu $b_f = 215$ W·s$^{1/2}$/m^2·K pentru forma metalică şi $b_f = 20$ W·s$^{1/2}$/m^2·K pentru forma din amestec.

Se poate trage concluzia că, capacitatea de acumulare a căldurii de către formele metalice este de aproximativ 10 ori mai mare decît a formelor din amestec.

Scanned with OKEN Scanner

4.1.4. CLASIFICAREA FORMELOR DE TURNARE DIN PUNCT DE VEDERE AL SCHIMBULUI DE CĂLDURĂ

Din punct de vedere a modului de transmitere a căldurii care determină cîmpul de temperatură în peretele formei și în peretele piesei, formele de turnare se împart în două grupe mari:

— forme monolitice constituite dintr-un singur perete omogen;

— forme nemonolitice, avînd peretele constituit din mai multe straturi.

În figura 4.4 este prezentată clasificarea formelor de turnare în funcție de cîmpul de temperatură și de condițiile de schimb de căldură.

Figura 4.4, *a*, se referă la formele din amestec de formare obișnuit care au grosimea de perete mare comparativ cu grosimea echivalentă a piesei turnate ($X_f \geqslant R_m$). În acest caz cantitatea de căldură transmisă mediului exterior este practic egală cu zero, deoarece cantitatea de căldură transmisă de piesă este acumulată de pereții formei.

Figura 4.4, *b*, se referă la forme cu grosime mică de perete ($X_f \leqslant R_m$) și este specifică formelor coji. Temperatura la exteriorul peretelui formei este mai mare decît a mediului ambiant, deci se va transmite o cantitate mare de căldură mediului exterior.

Figurile 4.4, *c* și *d* prezintă situația în cazul formelor metalice cu grosimea mare și respectiv grosime mică de perete. În cazul figurii 4.4, *c*, cantitatea de căldură transmisă în exterior va fi mai mică decît în cazul din figura 4.4, *d*.

Cu cît grosimea peretelui formei (X_f) va fi mai mică cu atît temperatura la interfața metal-formă va fi mai mare. La aceeași grosime (X_f) temperatura la interfață metal-formă va fi mai mare la formele metalice.

La formele metalice protejate cu un strat nemetalic (strat de vopsea, strat de pastă, strat de masă ștampată, care se mai numesc și forme metaloceramice) (fig. 4.4, *e*) datorită stratului nemetalic care are o conductivitate, termică scăzută și un b_f redus, se produce o cădere mare de temperatură astfel că peretele exterior nu ajunge la o temperatură superioară temperaturii inițiale a formei, deci căldura transmisă spre exterior este aproape nulă.

În cazul formelor nemetalice protejate cu un strat metalic (fig. 4.4, *f*) acesta are rolul de răcitor, mărește viteza de răcire a aliajului, temperatura de contact (T_c) este mai mare, dar temperatura la exteriorul peretelui formei este apropiată de temperatura inițială a formei.

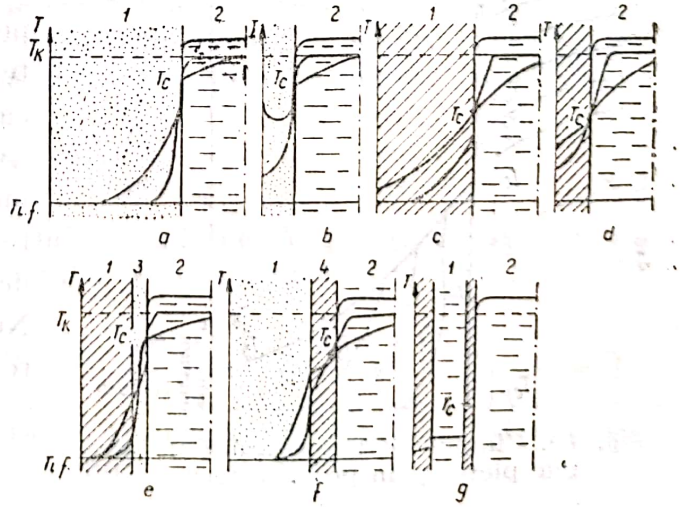


Fig. 4.4. Clasificarea formelor de turnare în funcție de modul de transmitere a căldurii de la aliaj la formă:

a — forme din amestecuri obișnuite;
b — forme cu pereți subțiri (forme coji);
c — forme metalice cu pereți groși;
d — forme metalice cu pereți subțiri;
e — forme metalice cu pereți căptușiți;
f — forme din amestecuri cu răcitori;
g — forme metalice răcite cu apă;
1 — forma; *2* — piesa turnată; *3* — strat de vopsea; *4* — răcitor.

Scanned with OKEN Scanner

Formele metalice răcite cu apă (fig. 4.4, *g*) au particularitatea că realizează o răcire rapidă a aliajului și asigură și o temperatură scăzută la interfața formă-atmosferă.

4.1.5. CÎMPUL DE TEMPERATURĂ ÎN SISTEMUL ALIAJ-FORMĂ

Prin cîmp de temperatură se înțelege repartiția temperaturii la un moment dat pe secțiunea peretelui piesei și a formei de turnare în timpul solidificării și răcirii aliajului.

a. *Cîmpul de temperatură în pereții piesei.* Piesele turnate au în general o configurație complicată. Suprafața lor de contact cu forma (mediul de răcire) poate fi plană, cilindrică, sferică, poate prezenta concavități sau convexități cu diverse raze de curbură, muchii la întîlnirea a doi pereți, părți proeminente sau intrînduri. Viteza de curgere a căldurii prin contact cu materialul formei, depinde de diferența de temperatură între cele două medii, de mărimea suprafeței de contact însă în mare măsură și de configurația suprafeței de contact. În cele ce urmează se va considera cazul unui perete plan, urmînd ca ulterior să se pună în evidență și influența configurației piesei asupra vitezei de răcire și a cîmpului de temperaturi în piesa turnată.

În figura 4.5 este reprezentată o secțiune prin peretele plan al unei piese, între axa termică a peretelui (în acest caz axa de simetrie) și suprafața de contact cu forma.

După umplerea formei cu metal lichid se poate considera, că în primul moment temperatura este aceeași pe toată grosimea peretelui piesei și egală cu T_0. Cîmpul de temperatură în piesă este reprezentat în acest moment printr-o linie orizontală cu indicele T_0. Temperatura inițială a formei T'_{0f} este egală cu temperatura inițială a amestecului, iar la formele metalice este egală cu temperatura de preîncălzire a formei. Datorită diferenței de temperatură $T_0 - T'_{0f}$ începe transmiterea căldurii prin conductivitate de la metal la formă. Stratul de metal lichid în contact cu forma cedează mai repede căldura și temperatura lui scade, iar stratul din materialul formei în contact cu piesa primește căldură și temperatura lui crește, între ele stabilindu-se o diferență de temperatură care depinde de capacitatea momentană a formei de a evacua căldura primită.

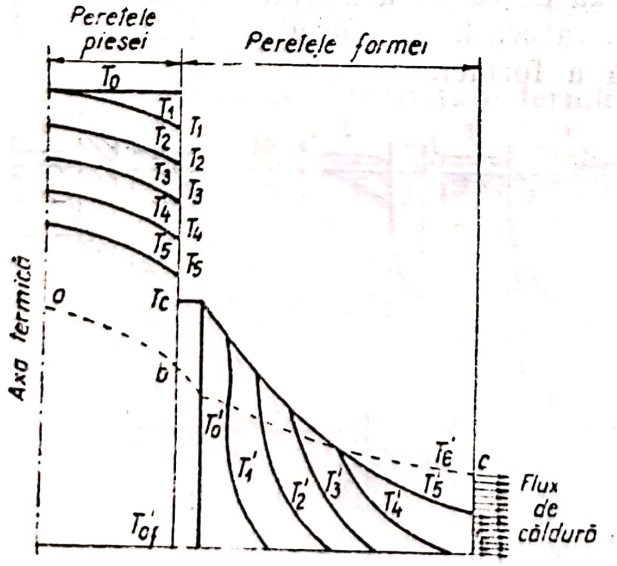


Fig. 4.5. Cîmpul de temperatură în peretele piesei și în peretele formei.

Căldura ΔQ cedată de stratul de metal lichid în imediat contact cu forma, cu masa ΔM, determină scăderea temperaturii acestuia cu ΔT. Notînd cu c_p căldura specifică, rezultă :

$$\Delta T = \frac{\Delta Q}{c_p \cdot \Delta M}.$$

Scanned with OKEN Scanner

Se creează deci o diferență de temperatură între stratul de la suprafață și straturile adînci în mediul lichid omogen cu conductivitatea termică λ și în consecință începe transportul de căldură prin conductivitate, între straturile mai îndepărtate ale formei 2, 3, 4... și stratul *1* de la suprafață după formula generală :

$$Q = -\lambda \text{ grad } T. \tag{4.16}$$

Dacă λ ar avea valori foarte mari ($\lambda \to \infty$) ; toate straturile ar transmite simultan căldură spre stratul de la suprafață și temperatura straturilor ar scade cu aceeași valoare :

$$\Delta T' = \frac{Q}{c_p \cdot M},$$

deoarece la cedarea de căldură participă simultan încă din primul moment toată masa M a metalului. Cîmpul de temperaturi ar fi reprezentat în acest caz de o dreaptă orizontală paralelă cu T_0 situată cu $\Delta T'$ sub aceasta.

Acest lucru rezultă și din formula de mai sus, deoarece, dacă λ este foarte mare, la aceeași cedare de căldură Q, grad T este foarte mic sau pentru $\lambda = \infty$, grad $T = 0$.

Materialele cu valori mari ale conductivității λ, cum sînt Cu, Al, Mg și aliajele lor au într-adevăr un cîmp de temperaturi foarte apropiat de o linie orizontală, adică un cîmp de temperatură aproape omogen, gradientul lor de temperatură la răcire este apropiat de zero. Un oarecare gradient au și aceste metale deoarece cîmpul de temperaturi și gradientul său nu depinde numai de λ ci și de alți factori, după cum se va arăta în continuare.

La valori mai mici ale conductivității λ, cîmpul de temperaturi nu mai poate fi o dreaptă apropiată de orizontală, deoarece diversele straturi ale metalului lichid nu participă de la început simultan la cedarea de căldură, ci succesiv pe măsură ce în fiecare din ele se creează un gradient de temperatură, prin scăderea temperaturii stratului învecinat mai apropiat de suprafață.

Primul va fi stratul *2* care va ceda căldura stratului *1* între ele existînd diferența de temperatură ΔT.

$$Q_2 = -\lambda \text{ grad } T = \lambda \frac{\Delta T}{\Delta s},$$

unde Δs este distanța între centrele celor două straturi. Prin aceasta temperatura stratului *2* scade cu ΔT_2 față de temperatura stratului *3* și se creează și aici un gradient de temperatură și un transport de căldură în stratul *2*,

$$Q_3 = \lambda \frac{\Delta T_2}{\Delta s}.$$

Prin aceasta temperatura stratului *3* scade cu ΔT_3, față de stratul *4* și începe transportul de căldură din stratul *4* în stratul *3* :

$$Q_4 = \lambda \frac{\Delta T_3}{\Delta s}$$

și așa mai departe, pînă cînd participă la cedarea de căldură și stratul din axa termică a secțiunii (centrul peretelui).

Scanned with OKEN Scanner

Scăderile de temperatură în straturile *2, 3, 4...*, ΔT_2, ΔT_3, ΔT_4 și deci și gradienții de temperatură în aceste straturi sînt din ce în ce mai mici, pe măsura creșterii distanței de la suprafață, deoarece transmisia căldurii și deci și scăderea temperaturii se încetinește cu creșterea distanței. În acest fel cîmpul de temperaturi în peretele piesei la momentul t_1 cînd căderea de temperatură s-a propagat pînă în axa peretelui va fi dat de o curbă înclinată apropiată de o linie dreaptă.

La un moment ulterior t_2, t_3..., datorită cedării în continuare către mediul exterior, temperaturile scad la valori mai mici succesiunea lor urmînd aceeași lege însă nu exact deoarece conductivitatea termică λ variază cu temperatura iar înclinarea lor respectiv gradienții de temperatură în diversele puncte depinde de viteza efectivă de curgere a căldurii din stratul de la suprafață la momentele t_2, t_3, t_4....

b. *Cîmpul de temperaturi în pereții formei.* În timpul umplerii formei și în primul moment după aceea, datorită diferenței mari de temperatură începe transmiterea de căldură de la peretele piesei la materialul formei. La început căldura este acumulată de primul strat al acestui material și prin aceasta temperatura lui crește la o valoare T_c (temperatură de contact), foarte apropiată de temperatura metalului lichid. Se creează astfel o diferență de temperatură (un gradient de temperatură) între acest strat și stratul învecinat. O parte din căldura primului strat trece prin conductivitate la stratul al doilea, care la rîndul său acumulează o parte din căldura primită ceea ce duce la creșterea temperaturii lui și la creerea unei diferențe de temperatură între el și stratul următor și deci transmiterea prin conductivitate la stratul următor a unei părți din căldura lui și așa mai departe, pînă cînd căldura ajunge și în stratul exterior al formei și temperatura crește și în acest strat. Temperatura diverselor straturi scade cu distanța lor de la peretele piesei pentru că odată cu creșterea distanței scade cantitatea de căldură primită, o parte din căldura cedată de metal, este acumulată de straturile mai apropiate de peretele piesei. Pe de altă parte, dacă se are în vedere piesa întreagă cu straturile de material de formare care o înconjoară, masa cuprinsă în straturile de aceeași grosime, crește cu distanța de la piesă, deoarece crește lungimea lor. Deci pentru acest considerent temperatura scade cu distanța de la peretele la piesei. Transmiterea căldurii spre interiorul materialului formei fiind un proces care se petrece în timp, din cauza valorii limitate a conductivității λ la diverse momente t_1, t_2, t_3 în cursul răcirii căldura ajunge numai pînă la anumite distanțe și cîmpul de temperaturi la diversele momente, va fi dat de curbele T'_1, T'_2, T'_3 (fig. 4.5). De exemplu la distanța x, la momentul t_2 încă nu a ajuns frontul de temperaturi, dar la momentul t_3, temperatura a crescut și în acest punct la valoarea T'_3, la momentul t_4, la valoarea T'_4 etc. pentru că la momentul t_6 să scadă din nou la T'_6.

Din figura 4.5 se observă de asemenea că la momentul t_4 propagarea căldurii a ajuns la peretele exterior al formei și că din acest moment peretele exterior al formei (rama de formare, în cazul formelor din amestec) se încălzește și începe cedarea de căldură prin contact către mediul exterior (săgețile punctate). Materialul formei care pînă acum a fost numai un acumulator de căldură devine și un conductor de căldură între piesă și mediul exterior.

Această imagine a cîmpului de temperaturi în formă este valabilă la început cît timp putem considera aproximativ constantă temperatura T_c a stratului în contact cu piesa, adică aproximativ în timpul cedării căldurii

Scanned with OKEN Scanner

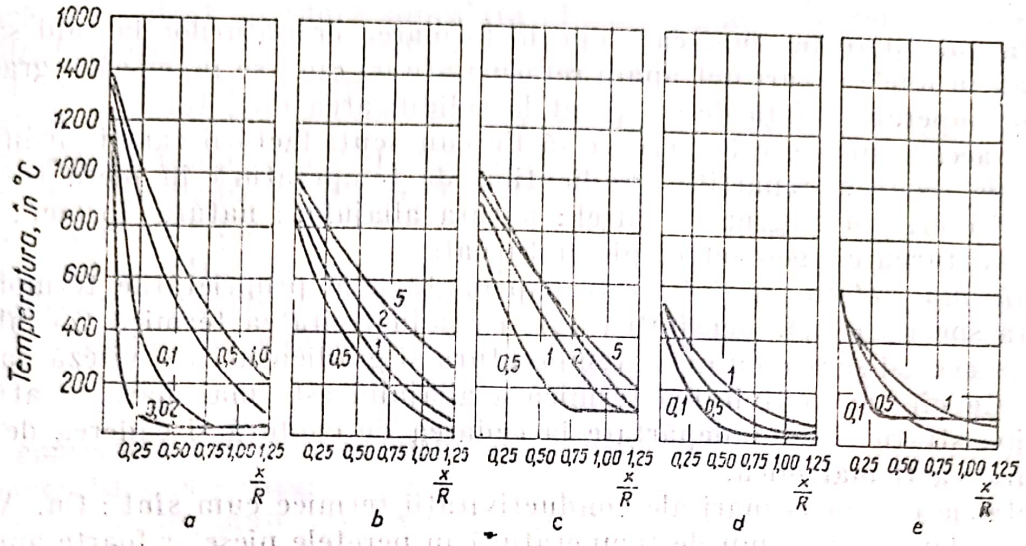


Fig. 4.6. Cîmpul de temperatură în peretele formei în cazul turnării oțelului *(a)*, fontei *(b, c)*, aliaje de aluminiu *(d, e)*, (cifrele de pe curbe indică diferite momente după turnare).

de supraîncălzire și de solidificare a metalului. Pe măsură ce temperatura în peretele piesei scade, descrește cantitatea de căldură cedată primului strat al formei care continuă să transmită căldură spre straturile îndepărtate. În consecință, la un moment dat (destul de apropiat de momentul inițial) începe să scadă și temperatura T_c, la suprafața de contact a formei în timp ce temperatura straturilor îndepărtate continuă să crească datorită căldurii primite de la primul strat, cu tendință de uniformizare. La un moment dat t_6, cîmpul de temperaturi în piesă și formă va fi dat de curba *abc*. Temperatura peretelui exterior a crescut la T'_6 și cedarea de căldură către mediul ambiant s-a intensificat. Intervine astfel un moment (presupunem că ar fi tocmai momentul t_6) cînd toată căldura cedată de piesă, formei, este cedată de formă mediului exterior. Din acest moment (t_6) piesa și forma se răcesc împreună pînă la temperatura ambiantă.

În figura 4.6 este prezentat cîmpul de temperatură în materialul formei într-un caz concret, bazat pe măsurători de temperatură.

Rezultă că temperatura la suprafața de contact aliaj-formă variază în funcție de natura aliajului, fiind de 1 400...1 500°C pentru oțel, de 1 000... 1 100°C pentru fontă și de 500...550°C pentru aliaje de aluminiu.

Cunoașterea cîmpului de temperatură din pereții piesei și ai formei este de mare importanță practică deoarece permite să se intervină pentru corectarea și dirijarea procesului de solidificare și răcire a aliajului în sensul favorabil calității piesei turnate.

4.1.6. FACTORII CARE INFLUENȚEAZĂ CÎMPUL DE TEMPERATURĂ AL SISTEMULUI ALIAJ-FORMĂ

S-a arătat că viteza de curgere a căldurii determină cîmpul de temperatură și gradientul acestora, în piesa turnată. Gradienți prea mari de temperatură sînt dăunători în multe cazuri, atît în perioada de solidificare cît și în perioada de răcire în stare solidă, deoarece duc la diferențe mari de temperatură deci la diferențe mari de dilatație între diversele părți ale peretelui formei sau diversele părți ale piesei. Ca urmare a acestui fapt în piesa

turnată pot apare tensiuni care duc la formarea crăpăturilor la cald sau la rece sau în unele cazuri pot apare retasuri atunci cînd se inversează gradientul de temperatură față de cel cerut la solidificarea dirijată.

Din aceste motive este necesar să fie cunoscuți factorii care influențează viteza de răcire și repartiția gradienților de temperatură în piesa turnată. Acești factori pot fi grupați astfel : natura aliajului ; natura formei ; condițiile de turnare ; geometria piesei turnate.

Influența naturii aliajului este exprimată prin proprietățile termofizice. Căldura specifică (c_p), densitatea (ρ) și conductivitatea termică (λ) influențează în același sens cîmpul de temperatură și gradientul la o viteză dată de răcire. Cu cît conductivitatea termică a aliajului este mai mare cu atît vor participa straturi mai îndepărtate la cedarea de căldură și căderea de temperatură va fi mai mică.

Metalele cu valori mari ale conductivității termice cum sînt : Cu, Al, Mg și aliajele lor, au un cîmp de temperatură în peretele pieselor foarte apropiat de o linie orizontală, gradientul lor de temperatură la răcire fiind apropiat de zero.

Cu cît căldura specifică (c_p) și densitatea (ρ) sînt mai mari cu atît scăderea de temperatură va fi mai mică.

Deci, gradientul de temperatură este funcție de valorile inverse ale lui λ, c_p, ρ, adică :

$$\text{grad } T = f\left(\frac{1}{\lambda \cdot c_p \cdot \rho}\right). \tag{4.17}$$

În realitate, gradientul de temperatură este invers proporțional cu coeficientul de acumulare a căldurii de către metal (b_m). Acest coeficient este dat de relația :

$$b_m = \sqrt{\lambda \cdot c_p \cdot \rho} \quad [\text{W} \cdot \text{s}^{1/2}/\text{m}^2 \cdot \text{K}], \tag{4.18}$$

adică :

$$\text{grad } T = f\left(\frac{1}{\sqrt{\lambda \cdot c_p \cdot \rho}}\right) = f\left(\frac{1}{b_m}\right). \tag{4.19}$$

Deci, cu cît coeficientul de acumulare a căldurii (b_m) este mai mare, cu atît gradientul cîmpului de temperatură va fi mai mic la aceeași viteză de curgere a căldurii.

Un alt exemplu de intervenție asupra gradientului de temperaturi în piesa turnată este acela de a folosi maselote îmbrăcate într-un strat izolator. Stratul izolator este constituit din materiale ceramice poroase care au în același timp densități, călduri specifice și conductivități mici și deci un coeficient de acumulare scăzut. La astfel de materiale, la aceeași căldură pierdută, gradientul termic este foarte mare, în schimb gradientul termic în piesă este foarte mic. Între aliajul lichid din maselotă și materialul formei s-a intercalat o rezistență termică foarte mare care frînează trecerea căldurii spre materialul formei. În acest mod se obține o dirijare a procesului de solidificare a piesei turnate, deci posibilitatea de a obține piese fără defecte.

Un alt exemplu practic de influențare asupra cîmpului de temperatură și gradientului în interiorul aliajului lichid îl constituie reținerea unui strat de zgură la suprafața oțelului evacuat din agregatele de topire în oala de turnare.

Scanned with OKEN Scanner

Fără acest strat de zgură suprafața liberă a oțelului la temperatura ridicată de turnare (1 500...1 600°C) ar radia puternic căldura spre exterior, cu puterea a patra a temperaturii absolute.

Datorită pierderilor de căldură de la suprafață, în masa oțelului se creează un gradient de temperatură și căldura se transmite de la interior spre suprafață pentru compensarea pierderilor. Temperatura în masa oțelului în acest caz ar scade puternic.

Păstrînd un strat de zgură la suprafață, se previn pierderile de căldură prin radiație, respectiv, se micșorează la valori acceptabile. Zgura fiind constituită din oxizi nemetalici și combinații ale acestora, cu valori mici pentru λ, c_p, ρ și deci un coeficient de acumulare a căldurii redus, are proprietatea de a crea un strat de rezistență termică mare.

În consecință, chiar la o cedare mică de căldură spre exterior, gradientul de temperatură în stratul de zgură este foarte mare și temperatura la suprafața zgurei scade mult micșorînd astfel pierderile prin radiație.

În cazul fontelor nu se reține zgura la suprafață, deoarece turnarea se face de obicei prin ciocul oalei. În acest caz, datorită temperaturii de turnare mai scăzute (1 300...1 350°C) și pierderile de căldură prin radiație sînt mai mici dar fluiditatea mai mare a fontelor compensează pierderile de temperatură prin radiație.

Influența naturii formei. Proprietățile termofizice ale formei sînt caracterizate prin cei doi coeficienți: coeficientul de acumulare a căldurii de către formă (b_f) și coeficientul de difuzivitate termică (a_f).

Cu cît coeficientul b_f este mai mare cu atît forma acumulează o cantitate mai mare de căldură, iar cu cît coeficientul a_f este mai mare cu atît forma conduce o cantitate mai mare de căldură spre mediul exterior.

Există deci posibilitatea de a regla viteza de extragere a căldurii din piesa turnată alegînd pentru formă, materiale cu coeficienți diferiți de acumulare și de difuzivitate a căldurii.

Coeficienții de acumulare a căldurii a diverselor materiale (în $W \cdot s^{1/2}/m^2 \cdot K$), ce pot veni în considerare pentru reglarea vitezei de curgere a căldurii și deci a gradienților de temperatură în piesa turnată sînt:

— forme metalice . . . . . $b_f = 215$
— amestec de formare pe bază de nisip cuarțos . . . . . $b_f = 20$
— amestec de formare pe bază de șamotă . . . . . $b_f = 29$
— amestec de formare pe bază de cromomagnezită . . . . $b_f = 52$
— amestec de formare pe bază de materiale izolante (diatomit) $b_f = 3{,}8$.

De exemplu, cînd este necesară mărirea vitezei de răcire a unor părți ale piesei, cum sînt porțiunile cu grosime mult mai mare de perete decît porțiunile învecinate sau porțiunile de la colțuri a unor piese cu pereți groși cu miezuri la interior, atunci în porțiunile respective se folosesc amestecuri de formare pe bază de magnezită sau cromomagnezită cu coeficient mare de acumulare, sau se încorporează în materialul formei răcitori metalici.

Un alt exemplu de influențare a cîmpului termic al piesei turnate îl constituie aplicarea unui strat de vopsea izolatoare pe suprafața interioară a formei, la turnarea în forme metalice.

Formele metalice au un coeficient de acumulare a căldurii de 10 ori mai mare decît formele din amestec, deci o viteză mare de răcire.

Scanned with OKEN Scanner

Pierderea căldurii din aliajul turnat, cu viteză mare, determină un cîmp de temperatură cu un gradient foarte dăunător atît pentru piesa turnată cît și pentru formă. Piesa se solidifică cu tensiuni, iar în cazul pieselor din fontă cenușie poate să apară în stratul superficial, structură de fontă albă. De asemenea în formă apar variații bruște de temperatură care, influențează negativ durabilitatea acesteia.

Pentru evitarea acestor neajunsuri suprafața interioară a formei se acoperă cu un strat de vopsea refractară de 1...2 mm grosime.

Materialul de bază al vopselei îl constituie diverși oxizi refractari fin măcinați (SiO_2, Al_2O_3, MgO etc.), deci materialele cu conductivitate termică, căldură specifică și densitate mică, deci cu un coeficient mic b_f de acumulare a căldurii.

În consecință la trecerea aceleași cantități de căldură prin stratul izolant și materialul formei, gradientul de temperatură în stratul izolant va fi mare și temperatura peretelui formei ajunge la o temperatură T_f mult redusă în raport cu temperatura aliajului lichid.

În același timp și gradientul de temperatură în peretele piesei este mult mai redus și cîmpul de temperaturi, mai apropiat de un cîmp omogen, deci piesa se va răci mai uniform pe secțiunea peretelui.

Temperatura peretelui formei metalice poate fi redusă și mai mult aplicînd la exterior o răcire cu aer comprimat sau cu apă. În acest caz crește gradientul de temperatură atît în peretele piesei, cît și în stratul izolant și în peretele formei, deoarece se elimină mai multă căldură în unitatea de timp.

În cazul cînd se urmărește un gradient mai mic în peretele formei, poate fi necesară o încălzire a peretelui formei.

La turnarea în forme metalice după solidificarea aliajului, între peretele formei și peretele piesei apare un interstițiu (un gol) de ordinul fracțiunilor de milimetru, din cauză că forma încălzindu-se se dilată iar piesa răcindu-se se contractă.

După formarea interstițiului căldura nu se mai transmite de la piesă la formă prin conducție ci prin radiație și convecție.

Căldura specifică, densitatea și conductivitatea termică a aerului avînd valori foarte mici, stratul de aer din interstițiu joacă același rol ca și stratul de vopsea refractară aplicată pe peretele formei, adică încetinesc răcirea piesei și micșorează gradientul de temperatură în pereții acesteia.

Cîmpul de temperatură în pereții formelor crude se deosebește de cîmpul de temperatură în pereții formelor uscate și aceasta datorită curbelor izocrone la formele crude corespunzătoare temperaturii de 100°C cînd se consumă o cantitate mare de căldură pentru evaporarea apei. Vaporii de apă umplu cu rapiditate porii din pereții formei și încălzesc prin aceasta volumul întreg al peretelui formei pînă la 100°C. În continuare comportarea formelor crude și uscate este aproximativ aceeași (fig. 4.7).

Amestecul de formare poate fi considerat ca un corp dispers care conține două sau mai multe faze avînd suprafețe de despărțire. În cazul amestecului constituit din nisip uscat sistemul este bifazic și anume conține grăunții de nisip și aer iar în cazul amestecului de formare de pildă cu silicat de sodiu sau cu rășină, forma reprezintă un sistem trifazic și anume : grăuntele de nisip, pelicula de liant lichid și aer.

Partea granulară din amestecul de formare care reprezintă circa 90...95% din masa amestecului reprezintă scheletul acestui amestec.

Scanned with OKEN Scanner

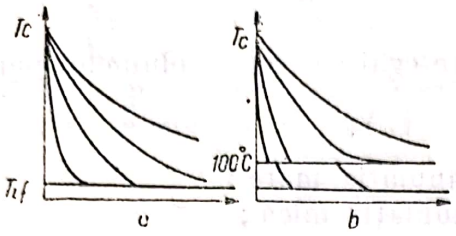


Fig. 4.7. Cîmpul de temperatură în peretele formei uscate (*a*) și crude (*b*).

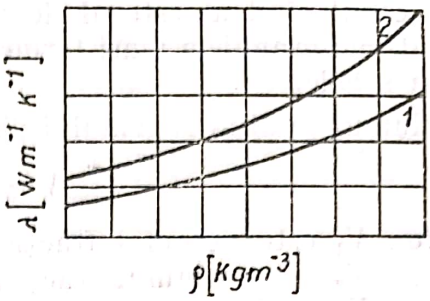


Fig. 4.8. Influența densității și granulației asupra conductivității termice în cazul unui material granular.

Partea granulară din amestec (adică a scheletului) manifestă o mai mare influență asupra căldurii specifice (adică cantitatea de căldură acumulată și mai puțin asupra conductivității termice a amestecului.

Se arată în literatură că în cazul unui sistem constituit din sfere (alice) din aliaje feroase a cărui porozitate este de 60%, conductivitatea acestui strat din alice este egală cu conductivitatea unui strat constituit din granule sferice de cuarț, deși conductivitatea termică a fierului este de 50 de ori mai mare decît a granulelor de cuarț.

În figura 4.8 este arătată dependența conductivității termice λ de densitatea ρ pentru un material dispers cu granulație diferită, (curba *1* reprezintă materiale cu granule fine iar curba *2* cu granule de dimensiuni mari).

Dependența arătată în figura 4.8 poate fi explicată ținînd seamă de modul de transmitere a căldurii arătată în figura 4.9.

În cazul schemei din figura 4.8, *a* conductivitatea termică a scheletului nu se poate manifesta în măsură mare întrucît compactitatea scheletului este fragmentată de prezența celei de a doua faze (aerul) care este un mediu rău conducător de căldură. În acest caz conductivitatea termică este determinată de mediul care se găsește între suprafețele solide și anume, în cazul formelor, de gazele care se găsesc în porii peretelui formei.

În figura 4.10 este arătată dependența conductivității termice relative (λ_{rel}) în funcție de diametrul (d) al grăunților nisipului de cuarț (pentru fracția $d = 0{,}25$ mm, $\lambda_{rel} = 1$).

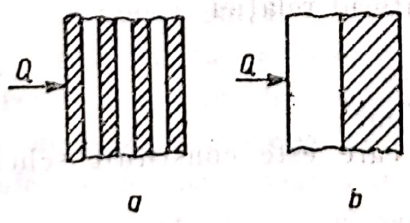


Fig. 4.9. Modul de transmitere a căldurii în sistemele disperse :

a — material cu granulație mică ;
b — material cu granulație mare ;
(zona haşurată reprezintă faza solidă, iar zona nehaşurată — faza gazoasă).

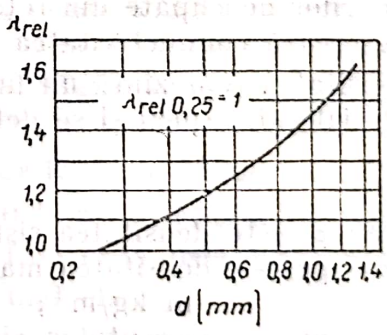


Fig. 4.10. Influența granulației nisipului cuarțos asupra conductivității termice relative.

Scanned with OKEN Scanner

În cazul cînd amestecul de formare este constituit din granule mari și mici, atunci granulele mari formează scheletul iar granulele mici umplu porii acestui schelet.

Volumul total al sistemului dispers este egal cu suma volumelor parțiale :

$$V = V_1 + V_2 + V_3, \tag{4.20}$$

în care : V_1 este volumul fracției cu granulație mare ;
V_2 — volumul fracției cu granulație mică ;
V_3 — volumul aerului.

În acest caz porozitatea sistemului (m) va fi :

$$m = \frac{V_3}{V}. \tag{4.21}$$

Porozitatea (p) a scheletului adică a fracției cu granulație mare este :

$$p = \frac{V - V_1}{V} = \frac{V_2 + V_3}{V}. \tag{4.22}$$

Porozitatea componentei cu fracție mică (n) este :

$$n = \frac{V_3}{V_2 + V_3}. \tag{4.23}$$

Atunci porozitatea totală a sistemului va fi :

$$m = p \cdot n. \tag{4.24}$$

Din relația (4.24) rezultă că sistemul obținut prin amestecarea a două componente cu dimensiuni diferite ale materialului granular are porozitate mai mică decît porozitatea ambelor componente și ca urmare, conductivitatea termică a sistemului se mărește.

Forma granulelor și modul cum vin ele în contact influențează asupra densității materialului dispers, deci asupra conductivității lui termice.

Odată cu creșterea coeficientului de încompactitate a granulelor (adică al raportului real față de cel teoretic al suprafeței specifice) se mărește numărul locurilor neocupate din rețeaua scheletului se mărește porozitatea și deci se micșorează conductivitatea termică.

Densitatea reprezintă un factor de bază care determină căldura specifică a materialului dispers și se determină cu ajutorul relației

$$\rho = (1 - m) \cdot \rho_1, \tag{4.25}$$

în care : ρ este densitatea sistemului, în kg/m³ ;
ρ_1 — densitatea materialului din care este constituit scheletul, în kg/m³ ;
m — porozitatea sistemului dispers.

Amestecul de formare constituit din două fracții va avea conductivitatea termică maximă, dacă se satisface următorul raport :

$$\log \frac{N_1}{N_2} = \frac{V_1 - V_2}{K_a}, \tag{4.26}$$

Scanned with OKEN Scanner

în care : N_1 este proporția în greutate a fracției mari, în m^3/kg ;
N_2 — proporția în greutate a fracției mici, în m^3/kg ;
K_a — constantă empirică.

Căldura specifică a sistemului reprezintă o altă caracteristică a sistemului dispers, și se determină cu ajutorul relației :

$$C = C_1 + m\frac{\rho_2}{\rho} C_2, \ [J/kg \cdot K] \tag{4.27}$$

în care : C este căldura specifică a sistemului ;
C_1 — căldura specifică a componentei solide ;
C_2 — căldura specifică a componentei gazoase ;
ρ — densitatea sistemului ;
ρ_2 — densitatea componentei gazoase.

Din relația (4.27) rezultă că, căldura specifică a sistemului dispers este egală cu căldura specifică a scheletului majorată cu valoarea corespunzătoare căldurii specifice a gazelor care se găsesc în pori.

În cazul amestecurilor și formelor care au porozitate mică se poate neglija al doilea termen din partea dreaptă a egalității 4.27.

Din punct de vedere al capacității de răcire a amestecului trebuie să se ia în considerare căldura specifică a sistemului, care se poate determina cu relația :

$$C = \rho \cdot c, \tag{4.28}$$

în care : C este căldura specifică totală, în $J/m^3 \cdot K$;
ρ — densitatea, în kg/m^3 ;
c — căldura specifică, în $J/kg \cdot K$.

Căldura specifică nu depinde de porozitatea sistemului;

Din analiza proprietăților termofizice a materialelor disperse rezultă următoarele :

— influența de răcire a formei poate să fie asigurată printr-o creștere a căldurii specifice și a conductivității termice a componentelor ei ;

— conductivitatea termică a materialului dispers nu depinde direct de conductivitatea scheletului solid și deci nu influențează în limite largi asupra conductivității termice a formei. Prin urmare schimbarea naturii amestecului de formare nu poate să conducă la variația în limite largi a conductivității termice a amestecului ;

— conductivitatea termică a amestecului de formare poate fi mărită prin alegerea formei și mărimii grăunților și prin realizarea unei porozități minime ;

— densitatea materialului dispers poate fi privită prin utilizarea unor granule cu densitate mai mare și porozitate mai mică ;

— căldura specifică a materialului dispers depinde de căldura specifică a scheletului.

În vederea măririi conductivității termice a materialelor de formare se introduce în amestecul de formare alice metalice („nisip" metalic).

În acest caz condiția realizării măririi conductivității termice constă în obținerea unor puncte de contact suficiente pentru punerea în evidență a

Scanned with OKEN Scanner

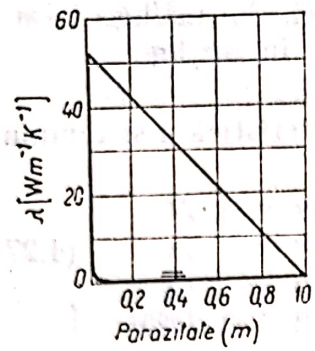


Fig. 4.11. Corelația dintre porozitate și conductivitatea formelor de turnare

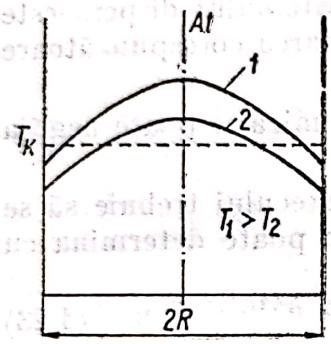


Fig. 4.12. Influența temperaturii de turnare asupra cîmpului de temperatură pe secțiunea peretelui piesei.

T_k — temperatura de cristalizare; (curba 1 se referă la o temperatură de turnare mai mare față de curba 2).

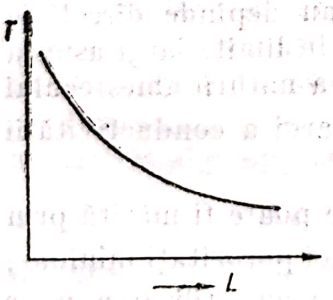


Fig. 4.13. Influența modului de alimentare asupra cîmpului de temperatură.

influenței conductivității termice. Din punct de vedere teoretic aceasta corespunde unui volum de circa 52,36% din volumul de amestec, mai precis $\pi : 6$.

Din punct de vedere al greutății o astfel de cantitate de nisip metalic corespunde valorii de 75%.

În figura 4.11 se arată influența porozității asupra conductivității termice.

Cînd porozitatea $m = 0$ ceea ce corespunde unui perete compact al formei (în acest caz este vorba de peretele unei forme metalice), conductivitatea termică după cum rezultă din figura 4.11 este maximă și la valori ale porozității $m = 1$, teoretic cînd peretele formei este constituit din aer, conductivitatea termică este egală cu zero. În limitele cuprinse între λ_I și λ_{II} se găsesc valorile practice ale formelor de turnare.

Influența condițiilor de turnare. Condițiile de turnare a aliajului pot fi exprimate prin cei trei parametri principali: temperatura de turnare; locul de alimentare a peretelui piesei turnate; influența presiunii la turnare.

Cu creșterea temperaturii de turnare se mărește gradientul de temperatură în primul moment din etapa de solidificare și în același timp temperatura la suprafața de contact și ca urmare se schimbă repartizarea curbelor de temperatură atît pe secțiunea peretelui piesei cît și pe secțiunea peretelui formei (fig. 4.12).

Modul de alimentare, condiționat de poziția alimentatorului față de peretele piesei turnate (exprimată prin L), influențează de asemenea variația de temperatură pe secțiunea peretelui piesei (pe lungime și pe lățime) și ca urmare cîmpul de temperatură adică repartiția curbelor de temperatură la un moment dat (fig. 4.13).

Influența poziției alimentatorului se exprimă prin aceea că pe măsură ce punctul luat în considerare să îndepărteze de punctul de alimentare a piesei turnate, temperatura aliajului devine mai mică și deci cîmpul de temperatură se va schimba.

Influența presiunii de turnare. În legătură cu transmisia de căldură și deci a repartiției cîmpului de temperatură în soluția *Stefan-Schwartz* s-a presupus că între piesa turnată și formă există un contact ideal.

Această situație într-adevăr se constată în cazul turnării aliajelor sub presiune cînd suprafața formelor este plană sau prezintă puține rugozități, cînd procesul de oxidare a aliajului este neînsemnat ca urmare a duratei scurte de umplere a formei. La turnarea sub presiune cîmpul de temperatură

Scanned with OKEN Scanner

al peretelui piesei și cîmpul de temperatură al peretelui formei prezintă la suprafața de contact una și aceeași temperatură (fig. 4.14).

În cazul turnării aliajelor în forme din amestecuri de formare (fig. 4.14, *b*) se constată o diferență între temperatura la suprafața piesei și la suprafața formei, suprafața piesei turnate se răcește în timp ce suprafața formei se încălzește, iar temperaturile acestor două suprafețe tind spre asimptotic spre orizontală.

În cazul turnării aliajelor în forme metalice sub acțiunea forței gravitaționale (fig. 4.14, *c*) între temperatura suprafeței piesei și temperatura suprafeței formei există o mare deosebire. Această deosebire este determinată de calitatea suprafeței formei (în cele mai multe cazuri este vopsită), de gradul de oxidare a suprafeței aliajului și mai ales de formarea interstițiului chiar în primele momente ale procesului de solidificare interstițiu care este umplut cu gaze.

În primul moment al procesului de solidificare, imediat după umplere, aliajul lichid și apoi crusta cu rezistență scăzută sînt presate pe suprafața formei. Temperaturile suprafeței piesei și a formei se apropie foarte mult, apoi sub acțiunea contracției peretelui piesei și a dilatării peretelui formei, între acestea apare un interstițiu. Ca urmare a creșterii bruște a rezistenței termice cauzate de apariția acestui interstițiu, temperatura suprafeței piesei se mărește iar creșterea temperaturii la suprafața formei încetinește și apoi încetează.

În procesul de cedare în continuare a căldurii, temperatura suprafeței piesei începe din nou să se micșoreze iar temperatura suprafeței peretelui formei începe să crească.

După o perioadă oarecare de timp aceste temperaturi se apropie asimptotic de temperatura de contact ideală.

Pentru calculul procesului de solidificare a pereților semilimitați s-a considerat că temperatura suprafeței piesei turnate scade instantaneu la o valoare determinată și în continuare se menține constantă. În realitate așa cum rezultă din figura 4.14 în condiții concrete pot să aibă loc variații de la situația considerată, aceste variații nu determină abateri importante prin aplicarea formulelor matematice descrise cu excepția momentului inițial al procesului de solidificare.

Influența geometriei piesei turnate. Geometria piesei turnate adică configurația ei este exprimată prin așa-numitul modul de solidificare sau grosime echivalentă a peretelui piesei.

Intensitatea procesului de răcire a piesei turnate este proporțională cu suprafața prin care se cedează căldura care revine la unitatea de volum.

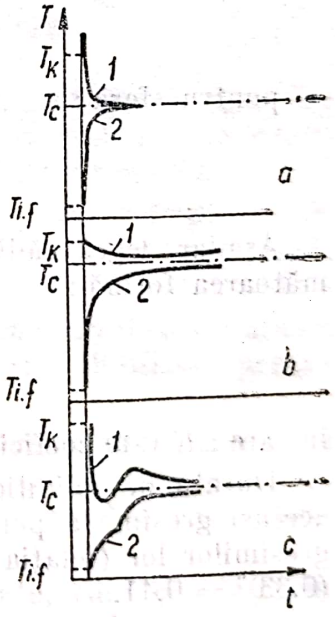


Fig. 4.14. Influența condițiilor de contact asupra temperaturii și a cîmpului de temperatură.

a — turnare sub presiune ; *b* — turnarea în forme din amestec ; *c* — turnarea în forme metalice ; *1* — repartizarea temperaturii în peretele piesei ; *2* — repartizarea temperaturii în peretele formei.

Scanned with OKEN Scanner

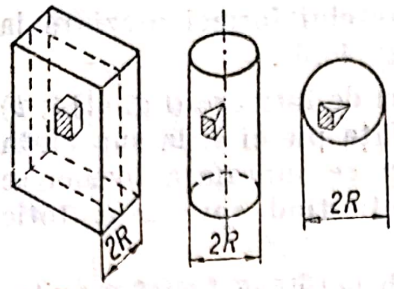


Fig. 4.15. Schema de transmisie a căldurii pentru trei corpuri de bază: *placă, cilindru, sferă.*

În figura 4.15 sînt prezentate cîteva scheme de transmisie a căldurii în cazul unor pereți cu anumite forme geometrice: tip placă, cilindru și sferă care au grosimile și diametrele egale cu $2R$.

Dacă imaginar se ia în considerare la suprafața acestor trei corpuri o suprafață egală cu unitatea, atunci în peretele piesei turnate va corespunde fiecărei suprafețe o prismă în cazul peretelui tip placă, o pană în cazul peretelui tip cilindru și o piramidă în cazul peretelui tip sferă. La aceeași temperatură de încălzire cantitatea de căldură cedată prin aceste suprafețe se va micșora în următoarea succesiune: peretele placă, cilindru, sferă.

Viteza de răcire în realitate este determinată de raportul dintre volumul peretelui piesei luat în considerare (V) și suprafeței de răcire (F). Acest raport se numește grosime echivalentă a peretelui piesei (R_{ech}) sau modul de solidificare.

Grosimile echivalente (R_{ech}) sînt următoarele:

— pentru placă:

$$R_{ech.} = \frac{2R}{2} = R; \tag{4.29}$$

— pentru cilindru:

$$R_{ech.} = \frac{\pi R^2}{2\pi R} = \frac{1}{2} R; \tag{4.30}$$

— pentru sferă:

$$R_{ech.} = \frac{4/3\pi R^3}{4\pi R^2} = \frac{1}{3} R. \tag{4.31}$$

Așadar, legea rădăcinii pătrate pentru grosimile echivalente capătă următoarea formă:

$$t = \left(\frac{R_{ech.}}{K}\right)^2, \tag{4.32}$$

în care: K este coeficientul de solidificare, care exprimă viteza de solidificare.

Durata de solidificare a corpurilor geometrice de bază arătate, care au aceeași grosime a peretelui și a diametrelor este proporțională cu patratul grosimilor lor (relația 4.32): perete plan 1,00; cilindru $(0,5)^2 = 0,25$; sfera $(0,33)^3 = 0,41$.

Grosimea echivalentă nu exprimă întotdeauna corect viteza de răcire. Totuși în cele mai multe cazuri și mai ales la pereții tip placă, rezultatele experimentale confirmă justețea formulei deși aceasta nu a fost obținută din relația lui *Fourier*.

Influența geometriei piesei turnate poate fi exprimată nu numai de grosimea echivalentă a peretelui piesei dar și prin configurația peretelui piesei turnate și anume prin prezența colțurilor, a unghiului de racordare dintre doi sau mai mulți pereți.

Scanned with OKEN Scanner

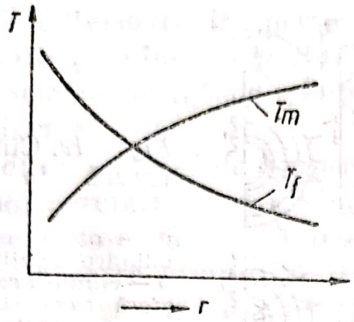


Fig. 4.16. Influența razei de curbură *(r)* asupra temperaturii aliajului (T_m) și a temperaturii formei (T_f) din zona de contact.

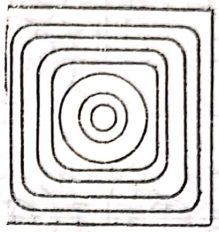


Fig. 4.17. Schema cîmpului de temperatură a unui perete cu secțiune pătrată.

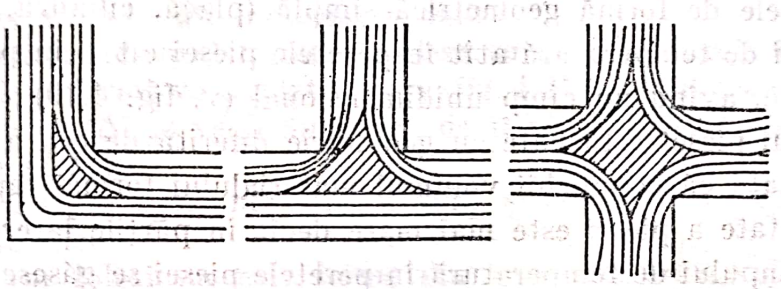


Fig. 4.18. Repartiția cîmpului de temperatură în cazul îmbinărilor de tip *L*, *T* și *X* a pieselor turnate.

Analiza construcției pieselor turnate arată că în majoritatea cazurilor piesele turnate sînt constituite din elemente tip plăci și mai rar din pereți de formă cilindrică sau prismatică dar și mai rar din pereți sferici.

Orice piesă turnată cu configurație cît de complexă poate fi împărțită în elemente, acestea asimilîndu-se cu un corp geometric simplu de tipul placă, cilindru sau sferă.

Dacă se neglijează influența reciprocă a elementelor în timpul răcirii atunci în cazul calculelor tehnologice determinarea timpului de solidificare pentru fiecare moment se face cu ajutorul relației (4.32).

Condițiile de solidificare ale pieselor cu secțiune patrată, dreptunghiulară sau circulară se deosebesc față de peretele tip placă numai la începutul stadiului de solidificare. În acest caz se manifestă influența muchiilor și a razei de curbură.

În practica industrială sînt răspîndite piese turnate, care constau din pereți îmbinați sub formă de *L*, *T* sau *X*, precum și de treceri diferite cu combinații de pereți cu grosime diferită.

În acest caz, cu creșterea razei de curbură temperatura aliajului (T_m) crește, în timp ce temperatura formei corespunzătoare zonei de contact se micșorează (fig. 4.16) ca urmare se schimbă și cîmpul de temperatură.

În figura 4.17 este dată repartiția temperaturilor în cazul unui perete de piesă cu secțiunea patrată iar în figura 4.18 repartiția temperaturilor la îmbinarea unor pereți plani tip placă la construcția unor piese cu îmbinări complexe.

Scanned with OKEN Scanner

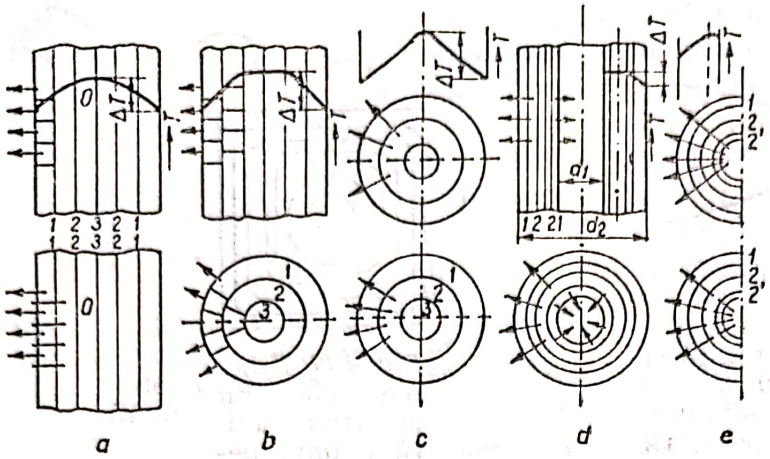


Fig. 4.19. Cîmpul de temperatură în corpurile de bază :

a — placă semilimitată ; *b* — cilindru semilimitat; *c* — sferă; *d* — cilindru cav semilimitat; *e* — sferă cavă (*1, 2, 3* — poziția izotermelor).

Din datele prezentate rezultă următoarele particularități :

— la piesele de formă geometrică simplă (placă, cilindru, sferă) izotermele cîmpului de temperatură atît în peretele piesei cît și în peretele formei rămîn paralele, avînd un cîmp unidimensional (v. fig. 4.19) ;

— în cazul pieselor turnate cu geometrie diferită de cea a corpurilor de bază se constată că la muchii volumul materialului formei raportat la unitatea de greutate a piesei este mai mare decît în părțile laterale ale piesei. Izotermele cîmpului de temperatură în peretele piesei se găsesc la o distanță mai mare de suprafață în zona muchiei, iar cele din peretele formei sînt aici apropiate.

În figura 4.20 se prezintă izotermele cîmpului de temperatură în peretele piesei (*p*) și în peretele formei (*f*) în cazul muchiilor exterioare (*a, b, c, d*) și al muchiilor interioare (*e, f, g, h*).

Din figura 4.20 rezultă că izotermele cîmpului de temperatură nu mai sînt paralele ca în cazul corpurilor de bază. La muchii interioare distanța dintre izotermele cîmpului în peretele piesei este mai mică deci avem o neuniformitate a cîmpului de temperatură și o viteză mică de răcire, în schimb izotermele din formă sînt mai îndepărtate, deci cu gradient mai mare de temperatură.

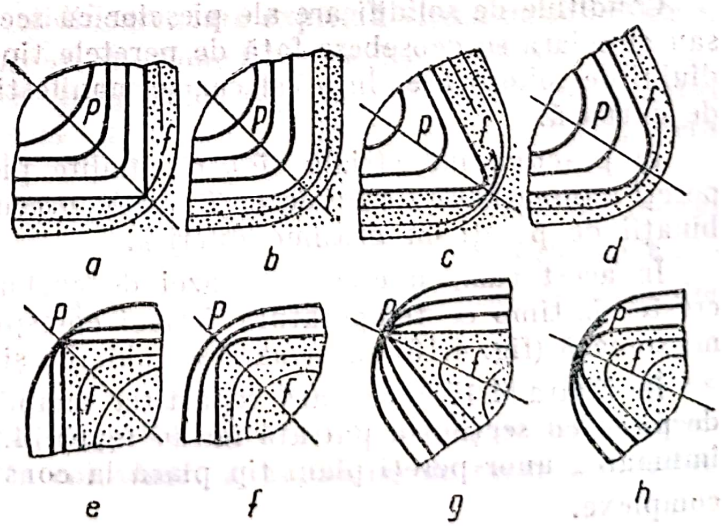


Fig. 4.20. Efectul termic al muchiilor exterioare (*a, b, c, d*), și al muchiilor interioare (*e, f, g, h*) la piesele turnate.

La muchii exterioare izotermele cîmpului de temperatură în piesă sînt mai îndepărtate pe cînd în peretele formei sînt mai apropiate. Şi în acest caz avem o neuniformitate a cîmpului de temperatură în peretele piesei şi în peretele formei.

Corelaţia dintre cîmpul de temperatură al piesei turnate şi cel al formei. Pentru a se studia corelaţia dintre cîmpul de temperatură al piesei turnate şi al formei, se presupune că există între piesă şi formă o suprafaţă de contact plană. Corelaţia între cîmpul de temperatură al piesei turnate şi al formei depinde de corelaţia care există între coeficienţii de acumulare a căldurii de către metal şi respectiv formă, adică între b_m şi b_f. Se va stabili o corelaţie care există între gradul de neuniformitate al cîmpului de temperatură şi condiţiile de schimb de căldură exprimate cu ajutorul *criteriului Biot.*

Pentru simplificare vom considera următoarele cazuri:

a) $b_m \geqslant b_f$. Acest caz corespunde turnării unor aliaje cu conductivitate termică ridicată (de exemplu: Cu, Al) în forme din amestec sau în forme de şamotă uşoară sau alt material izolant.

În acest caz gradientul termic în piesa turnată va fi relativ mic iar gradientul termic în formă va fi relativ mare (fig. 4.21, *a*). Căderea de temperatură în peretele piesei (ΔT_m) va fi mai mică decît căderea de temperatură în peretele formei (ΔT_f).

Deci, dacă $b_m \geqslant b_f$ atunci $\Delta T_m \leqslant \Delta T_f$, şi în acest caz, piesa turnată se răceşte foarte încet.

Dacă se vor folosi succesiv forme din materiale cu o valoare b_f din ce în ce mai mare, atunci viteza de evacuare a căldurii creşte de la suprafaţa piesei turnate în formă. Gradientul de temperatură din piesa turnată devine treptat din ce în ce mai înclinat, iar în formă mai moderat. În acest caz procesul se va apropia de cazul *b*).

b) $b_m \approx b_f$. Acest caz corespunde turnării unor piese cu pereţi groşi în formă metalică. În această situaţie piesa turnată se răceşte mai repede decît în cazul anterior iar gradientul de temperatură din peretele piesei şi formei sînt în concordanţă (fig. 4.21, *b*) adică $\Delta T_m \approx \Delta T_f$. În cazul turnării unor piese cu pereţi subţiri, în forme metalice, nu se formează un gradient de temperatură aşa de mare în peretele piesei dar el este în concordanţă cu gradientul formei.

c) $b_m \leqslant b_f$. Acest caz corespunde turnării unor piese cu b_m foarte mic comparativ cu b_f pentru formă. De exemplu piese turnate dintr-un material nemetalic (materiale plastice) au o valoare foarte scăzută pentru b_m (de

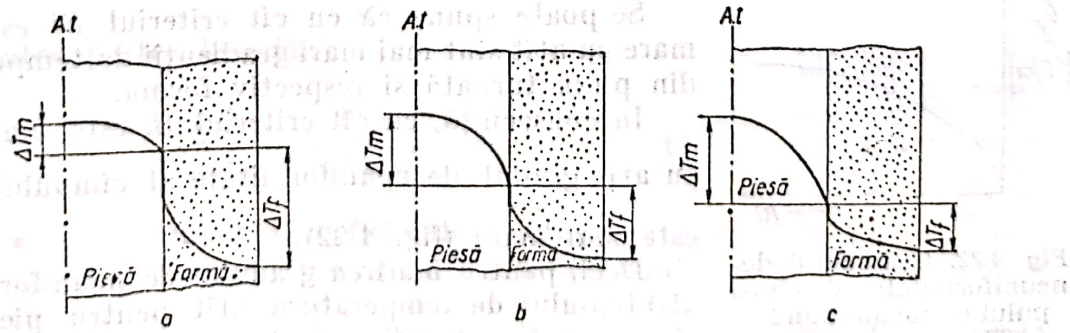


Fig. 4.21. Gradientul de temperatură în piesa turnată şi formă pentru diferiţi b_m şi b_f:
$a - b_m \geqslant b_f$; $b - b_m \approx b_f$; $c - b_m \leqslant b_f$.

Scanned with OKEN Scanner

același ordin de mărime ca pentru formele din amestec). În acest caz, se va obține un gradient termic foarte mare în piesa turnată și unul foarte mic în formă ; adică $\Delta T_m \geqslant \Delta T_f$ (fig. 4.21, *c*). Deci, pentru a stabili o corelație între cîmpul de temperatură al piesei turnate și cel al formei, trebuie alese valori corelate între b_m și b_f.

Dacă se urmărește ca în piesa turnată să avem un gradient de temperatură mic, se va alege o formă cu o valoare mică pentru b_f, dar în acest caz piesa se va răci încet și invers.

Pentru a stabili înclinarea, la gradientul de temperatură și corelația care există între gradul de neuniformitate al cîmpului de temperaturi se va utiliza criteriul *Biot*, care pune în evidență și condițiile de schimb de căldură.

Prin grad de neuniformitate al cîmpului de temperatură se înțelege raportul între gradientul de temperatură și distanța dintre cele două izoterme :

$$\left(\frac{\Delta T}{x}\right) \text{ [°C/m]}. \tag{4.33}$$

Criteriul *Biot* pentru piesa turnată este dat de relația

$$Bi_m = \frac{\alpha}{\lambda_m} \cdot R_p, \tag{4.34}$$

iar pentru formă este :

$$Bi_f = \frac{\alpha}{\lambda_f} \cdot R_f, \tag{4.35}$$

în care : α este coeficient de transmitere a căldurii, în $W/m^2 \cdot K$;

λ_m, λ_f — conductivitatea termică a materialului piesei turnate, respectiv formă, în $W/m \cdot K$;

R_p — grosimea echivalentă (relativă) a peretelui piesei turnate, în m ;

R_f — grosimea relativă a peretelui formei, în m.

Deci, gradientul de temperatură din piesa turnată este funcție de criteriul *Biot*.

$$\text{grad } T_m = f(Bi_m). \quad \text{[°C/m]} \tag{4.36}$$

Același lucru este valabil și pentru gradientul de temperatură din formă, care este de asemenea funcție de criteriul *Biot* :

$$\text{grad } T_f = f(Bi_f). \quad \text{[°C/m]} \tag{4.37}$$

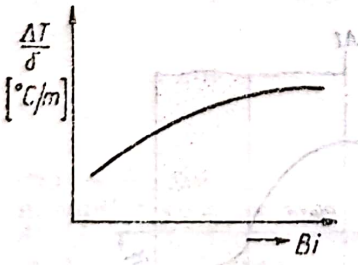


Fig. 4.22. Gradientul de neuniformitate al cîmpului de temperatură $\left(\frac{\Delta T}{x}\right)$ în funcție de criteriul *Biot*.

Se poate spune că cu cît criteriul *Bi* este mai mare cu atît sînt mai mari gradienții de temperatură din piesa turnată și respectiv formă.

În consecință, cu cît criteriul *Bi* este mai mare cu atît gradul de neuniformitate al cîmpului $\left(\frac{\Delta T}{x}\right)$ este mai mare (fig. 4.22).

Deci, pentru mărirea gradului de neuniformitate al cîmpului de temperatură atît pentru piesă cît și pentru formă, adică pentru micșorarea gradientului de temperatură, trebuie acționat asupra valorii *criteriul Biot*.

Scanned with OKEN Scanner

Scanned with OKEN Scanner

4.1.7. CALCULUL ANALITIC AL CÎMPULUI DE TEMPERATURĂ

Ecuația cîmpului de temperatură este o funcție de forma :

$$T = f(x, y, z, t), \tag{4.38}$$

adică cîmpul de temperatură al piesei turnate și al formei este *nestaționar*.

Ecuația cîmpului de temperatură se scrie sub forma unei ecuații cu derivate parțiale :

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a\left[\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2}\right], \tag{4.39}$$

în care $a = \frac{\rho}{c \cdot \lambda}$ este coeficientul de difuzivitate termică, în m^2/s.

Ecuația (4.39) reprezintă ecuația fundamentală a conductivității sau ecuația lui *Fourier*. Ea permite determinarea repartizării temperaturilor în orice punct dintr-un corp.

Soluția ecuației (4.39) a fost dată pentru prima dată de savantul austriac *Stephan* în anul 1830, bazîndu-se pe următoarele ipoteze simplificatoare :

— corpul este semiinfinit (semilimitat) ;

— temperatura piesei la momentul inițial $t = 0$ este uniformă și egală cu T' ;

— temperatura la interfața metal-formă rămîne constantă în timp și este egală cu T'' ;

— la temperatura T_k ($T'' < T_k < T'$) se produce solidificarea piesei ca urmare a cedării căldurii latente de cristalizare (L) ;

— caracteristicile termofizice (λ, c, ρ) nu variază în timp ;

— transmiterea căldurii atît în aliajul lichid cît și în cel solidificat se produce prin conducție, după ecuația lui *Fourier* ;

— transmiterea căldurii prin convecție în aliajul lichid se neglijează ;

— transmiterea căldurii se face unidirecțional, deci într-o singură direcție (fig. 4.23).

Distribuția temperaturii în cele două zone (lichidă și solidă) este dată de ecuația lui *Fourier* :

— pentru crusta solidificată :

$$\frac{\partial T_s}{\partial t} = a_s \frac{\partial^2 T}{\partial x^2}, \tag{4.40}$$

— pentru partea lichidă :

$$\frac{\partial T_l}{\partial t} = a_l \frac{\partial^2 T}{\partial x^2}, \tag{4.41}$$

în care : a_s, a_l reprezintă coeficienții de difuzivitate termică pentru crusta solidificată respectiv porțiunea lichidă (în curs de solidificare) ;

T_s, T_l — temperatura crustei solidificate și respectiv a porțiunii lichide.

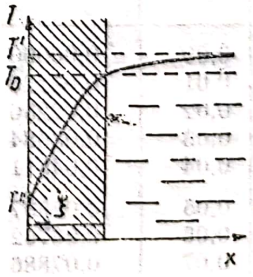


Fig. 4.23. Schema pentru determinarea cîmpului de temperatură după soluția lui *Stephan*.

Condițiile inițiale ale problemei :

$$- \text{ la } t = 0 \quad T_l = T' = \text{const.} \tag{4.42}$$

Condițiile limită :

$$- \text{ pe suprafața } x = 0 \text{ la } t \geqslant 0, \; T_s = T'' = \text{const.} \tag{4.43}$$

$$- \text{ la } x = \infty \text{ și } t \geqslant 0, \; T_l = T' = \text{const.} \tag{4.44}$$

$$- \text{ la limita de solidificare } x = \xi, \text{ la } t > 0, \; T_l = T_s = T_k = \text{const.} \tag{4.45}$$

Bilanțul termic la limita de solidificare al unui volum elementar, în timpul dt este :

$$-\lambda_s \left(\frac{\partial T}{\partial x}\right)_{\xi-0} dt = -\rho_l \cdot L \cdot d\xi - \lambda_l \left(\frac{\partial T}{\partial x}\right)_{\xi+0} dt. \tag{4.46}$$

Din ecuația (4.46) se obține :

$$\frac{d\xi}{dt} = \frac{1}{\rho_l \cdot L}\left[\lambda_s \left(\frac{\partial T}{\partial x}\right)_{\xi-0} - \lambda_l \left(\frac{\partial T}{\partial x}\right)_{\xi+0}\right]. \tag{4.47}$$

Cu relațiile (4.40...4.47) se poate determina cîmpul de temperatură în partea solidificată și în partea lichidă a piesei.

În teoria generală a schimbului de căldură, se dă că soluția ecuației lui *Fourier* se poate determina cu ajutorul integralei lui *Gauss* care este dată de relația :

$$\operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{at}}\right) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^{\frac{x}{2\sqrt{at}}} e^{-\left(\frac{x}{2\sqrt{at}}\right)^2} dx \tag{4.48}$$

$\operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{at}}\right)$ se mai numește și *funcția erorilor lui Gauss* ale cărei valori sînt prezentate în tabelul 4.5 :

pentru $x = 0$; erf $0 = 0$,

$x = \infty$; erf $\infty = 1$, deci funcția lui Gauss ia valori numai în intervalul (0, 1).

Tabelul 4.5

Valorile funcției erorilor lui Gauss

x	erf x	x	erf x	x	erf x	x	erf x
0,00	0,00000	0,45	0,47548	0,90	0,79691	1,35	0,94376
0,01	0,01128	0,46	0,48466	0,91	0,80188	1,36	0,94556
0,02	0,02256	0,47	0,49375	0,92	0,80677	1,37	0,94731
0,03	0,03384	0,48	0,50275	0,93	0,81156	1,38	0,94902
0,04	0,04511	0,49	0,51167	0,94	0,81627	1,39	0,95067
0,05	0,05637	0,50	0,52050	0,95	0,82089	1,40	0,95229
0,06	0,06762	0,51	0,52924	0,96	0,82542	1,41	0,95385
0,07	0,07886	0,52	0,53790	0,97	0,82987	1,42	0,95538
0,08	0,09008	0,53	0,54646	0,98	0,83423	1,43	0,95686
0,09	0,10128	0,54	0,55494	0,99	0,83851	1,44	0,95830
0,10	0,11246	0,55	0,56332	1,00	0,84270	1,45	0,95970
0,11	0,12362	0,56	0,57162	1,01	0,84681	1,46	0,96105
0,12	0,13476	0,57	0,57982	1,02	0,85084	1,47	0,96237

Scanned with OKEN Scanner

Tabelul 4.5 (continuare)

x	erf x	x	erf x	x	erf x	x	erf x
0,13	0,14587	0,58	0,58793	1,03	0,85478	1,48	0,96365
0,14	0,15695	0,59	0,59594	1,04	0,85865	1,49	0,95490
0,15	0,16800	0,60	0,60386	1,05	0,86244	1,50	0,96611
0,16	0,17901	0,61	0,61168	1,06	9,86615	1,51	0,92228
0,17	0,18999	0,62	0,61941	1,07	0,86977	1,52	0,96841
0,18	0,20094	0,63	0,62705	1,08	0,87333	1,53	0,96952
0,19	0,21184	0,64	0,63459	1,09	0,87680	1,54	0,97059
0,20	0,22270	0,65	0,64203	1,10	0,88021	1,55	0,97162
0,21	0,23352	0,66	0,64938	1,11	0,88353	1,56	0,97263
0,22	0,24430	0,67	0,65663	1,12	0,88679	1,57	0,97360
0,23	0,25502	0,68	0,65378	1,13	0,88997	1,58	0,97455
0,24	0,26570	0,69	0,67084	1,14	0,89308	1,59	0,97546
0,25	0,27633	0,70	0,67780	1,15	0,89612	1,60	0,97635
0,26	0,28690	0,71	0,68467	1,16	0,89910	1,61	0,97721
0,27	0,29742	0,72	0,69143	1,17	0,90200	1,62	0,97804
0,28	0,30788	0,73	0,69810	1,18	0,90484	1,63	0,97884
0,29	0,31828	0,74	0,70468	1,19	0,90761	1,64	0,97962
0,30	0,32863	0,75	0,71116	1,20	0,91031	1,65	0,98038
0,31	0,33891	0,76	0,71754	1,21	0,91296	1,66	0,98110
0,32	0,34913	0,77	0,72382	1,22	0,91553	1,67	0,98181
0,33	0,35928	0,78	0,73001	1,23	0,91805	1,68	0,98249
0,34	0,36936	0,79	0,73610	1,24	0,92051	0,69	0,98315
0,35	0,37938	0,80	0,74210	1,25	0,92290	1,70	0,98379
0,36	0,38933	0,81	0,74800	1,26	0,92524	1,71	0,98441
0,37	0,39921	0,82	0,75381	1,27	0,92751	1,72	0,98500
0,38	0,40901	0,83	0,75952	1,28	0,92973	1,73	0,98558
0,39	0,41874	0,84	0,76514	1,29	0,93190	1,74	0,98613
0,40	0,42839	0,85	0,77067	1,30	0,93401	1,75	0,98667
0,41	0,34797	0,86	0,77610	1,31	0,93606	1,76	0,98719
0,42	0,44747	0,87	0,78144	1,32	0,93807	1,77	0,98769
0,43	0,45689	0,88	0,78669	1,33	0,94002	1,78	0,98817
0,44	0,46623	0,89	0,79184	1,34	0,94191	1,79	0,99864
1,80	0,98909	2,00	0,9953223	2,40	0,9993115	3,00	0,9999779095
1,81	0,98952	2,02	0,9957195	2,42	0,9993793	3,10	0,9999883513
1,82	0,98994	2,04	0,9960858	2,44	0,9994408	3,20	0,9999939742
1,83	0,99035	2,06	0,9964235	2,46	0,9994966	3,30	0,9999969423
1,84	0,99074	2,08	0,9967344	2,48	0,9995472	3,40	0,9999984780
1,85	0,99111	2,10	0,9970205	2,50	0,9995930	3,50	0,9999992569
1,86	0,99147	2,12	0,9972836	2,55	0,9996993	3,60	0,9999996441
1,87	0,99182	2,14	0,9975253	2,60	0,9997640	3,70	0,9999998328
1,88	0,99216	2,16	0,9977472	2,65	0,9998215	3,80	0,9999999230
1,89	0,99248	2,18	0,9979506	2,70	0,9998657	3,90	0,9999999652
1,90	0,99279	2,20	0,9981372	2,75	0,9998994	4,00	0,9999999846
1,91	0,99309	2,22	0,9983079	2,80	0,9999250	4,20	0,9999999971
1,92	0,99338	2,24	0,9984642	2,85	0,9999443	4,40	0,9999999995
1,93	0,99366	2,26	0,9986071	2,90	0,9999589	4,60	0,9999999999
1,94	0,99392	2,28	0,9987377	2,95	0,9999698	∞	1,00000
1,95	0,99418	2,30	0,9988568				
1,96	0,99443	2,32	0,9989655				
1,97	0,99466	2,34	0,9990646				
1,98	0,99489	2,36	0,9991548				
1,99	0,99511	2,38	0,9992369				

Scanned with OKEN Scanner

Soluţiile ecuaţiilor diferenţiale (4.40), (4.41) sînt de forma :

$$T_s = C_1 + D_1 \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{a_s t}}\right), \tag{4.49}$$

$$T_l = C_2 + D_2 \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{a_l t}}\right). \tag{4.50}$$

Valorile lui C_1, D_1 şi C_2, D_2 se obţin din condiţiile iniţiale şi la limită. Astfel : la $x = 0$, $T_s = C_1 = T''$ (deoarece : erf $0 = 0$)
$x = \infty$, $T_l = C_2 + D_2 = T'$ (deoarece : erf $\infty = 1$)
Înlocuind în soluţiile ecuaţiilor obţinem :

$$T_s = T'' + D_1 \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{a_s \cdot t}}\right), \tag{4.51}$$

$$T_l = T' - D_2\left[1 - \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{a_l \cdot t}}\right)\right]. \tag{4.52}$$

La limita de solidificare $x = \xi$ şi $T_l = T_s = T_k$, adică :

$$T'' + D_1 \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{a_s \cdot t}}\right) = T' - D_2\left[1 - \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{a_l \cdot t}}\right)\right] = T_k \tag{4.53}$$

Din relaţia (4.53) se obţine :

$$D_1 = \frac{T_k - T''}{\operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{a_s \cdot t}}\right)}, \tag{4.54}$$

$$D_2 = \frac{T' - T_k}{1 - \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{a_l \cdot t}}\right)}, \tag{4.55}$$

Ţinînd cont că crusta solidificată avansează după *legea rădăcinii patrate* :

$$\xi = K\sqrt{t} \tag{4.56}$$

în care K este coeficientul de solidificare sau viteza de solidificare, în $m/s^{1/2}$.
Relaţiile (4.51) şi (4.52) se pot scrie sub forma :

$$T_s = T'' + (T_k - T'')\frac{\operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{a_s \cdot t}}\right)}{\operatorname{erf}\left(\frac{K}{2\sqrt{a_s}}\right)}, \tag{4.57}$$

$$T_l = T' - (T' - T_k)\frac{1 - \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{a_l \cdot t}}\right)}{1 - \operatorname{erf}\left(\frac{K}{2\sqrt{a_l}}\right)}. \tag{4.58}$$

Scanned with OKEN Scanner

Cu ajutorul relațiilor (4.57) și (4.58) se poate determina cîmpul de temperatură în crusta solidificată și în partea nesolidificată a piesei, dacă se cunoaște coeficientul de solidificare K.

Pentru determinarea lui K se folosește relația (4.47) și proprietățile *integralei lui Gauss* :

$$\frac{\partial T_s}{\partial x} = \frac{(T_k - T'')e^{-\frac{x^2}{4a_s \cdot t}}}{\sqrt{\pi \cdot a_s \cdot t}\ \mathrm{erf}\left(\frac{K}{2\sqrt{a_s}}\right)}, \tag{4.59}$$

$$\left(\frac{\partial T_s}{\partial x}\right)_{\xi-0} = \frac{(T_k - T'')e^{-\frac{K^2}{4a_s}}}{\sqrt{\pi \cdot a_s \cdot t}\ \mathrm{erf}\left(\frac{K}{2\sqrt{a_s}}\right)}, \tag{4.60}$$

$$\left(\frac{\partial T_l}{\partial x}\right)_{\xi+0} = \frac{(T' - T_k)e^{-\frac{K^2}{4a_l}}}{\sqrt{\pi \cdot a_l \cdot t}\ \mathrm{erf}\left(\frac{K}{2\sqrt{a_l}}\right)}. \tag{4.61}$$

Înlocuind relațiile (4.60) și (4.61) în relația (4.47) se obține :

$$\rho_l L \cdot \frac{d\xi}{dt} = \lambda_s \frac{(T_k - T'')e^{-\frac{K^2}{4a_s}}}{\sqrt{\pi \cdot a_s \cdot t}\ \mathrm{erf}\left(\frac{K}{2\sqrt{a_s}}\right)} - \lambda_l \frac{(T' - T_k)e^{-\frac{K^2}{4a_l}}}{\sqrt{\pi \cdot a_l \cdot t}\left[1 - \mathrm{erf}\left(\frac{K}{2\sqrt{a_l}}\right)\right]}. \tag{4.62}$$

Dacă notăm cu : $b = \sqrt{\lambda c \rho}$ (coeficientul de acumulare a căldurii) și înlocuim și pe $\frac{d\xi}{dt}$ se obține :

$$\rho_l \cdot L \frac{\sqrt{\pi}}{2} K = b_s(T_k - T'') \frac{e^{-\frac{K^2}{4a_s}}}{\mathrm{erf}\left(\frac{K}{2\sqrt{a_s}}\right)} - b_l(T' - T_k) \frac{e^{-\frac{K^2}{4a_l}}}{1 - \mathrm{erf}\left(\frac{K}{2\sqrt{a_l}}\right)} \tag{4.63}$$

În ecuația (4.63) singura necunoscută este K, care se poate determina pe cale grafică sau analitică.

În anul 1931 cercetătorul S. Schwartz, publică rezultatele cercetărilor sale, în care arată că a găsit soluția ecuației diferențiale în cazul solidificării lingoului semilimitat într-o lingotieră semilimitată avînd în vedere condiții simplificatoare ale lui Stephan, la care a mai adăugat două, și anume :

— între cele două corpuri (lingou și lingotieră) există tot timpul un contact perfect, avînd temperatura $T'' = T_c$;

— temperatura inițială a formei în toate punctele este egală cu $T''' = T_{i.f.}$

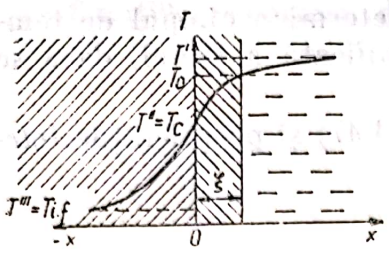


Fig. 4.24. Schema pentru determinarea cîmpului de temperatură după soluția lui *Schwartz*.

Schema problemei lui *Schwartz* este prezentată în figura 4.24. Soluțiile ecuației diferențiale obținute de Schwartz fiind apropiate de cele al lui Stephan, problema s-a numit *Stephan-Schwartz*.

Rezultatele obținute sînt următoarele :

— pentru determinarea temperaturii de contact T_c :

$$T_c = \frac{T_k}{1 + \frac{b_f}{b_s} \operatorname{erf} \frac{K}{2\sqrt{a_s}}}, \tag{4.64}$$

— pentru determinarea coeficientului K :

$$\rho_l \cdot L \frac{\sqrt{\pi}}{2} K = b_s(T_k - T'') \frac{e^{-\frac{K^2}{4a_l}}}{\operatorname{erf}\left(\frac{K}{2\sqrt{a_s}}\right)} - b_l(T' - T_k) \frac{e^{-\frac{K^2}{4a_l}}}{1 - \operatorname{erf}\left(\frac{K}{2\sqrt{a_l}}\right)}, \tag{4.65}$$

— pentru determinarea temperaturii părții lichide :

$$T_l = T' - (T' - T_k) \frac{1 - \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{a_l t}}\right)}{1 - \operatorname{erf}\left(\frac{K}{2\sqrt{a_l}}\right)}, \tag{4.66}$$

— pentru determinarea temperaturii crustei solide :

$$T_s = T_c + (T_k - T_c) \frac{\operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{a_s t}}\right)}{\operatorname{erf}\left(\frac{K}{2\sqrt{a_s}}\right)}, \tag{4.67}$$

— pentru determinarea temperaturii formei :

$$T_f = T_c - (T_c - T_{i.f}) \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{a_f t}}\right). \tag{4.68}$$

Cu ajutorul relațiilor de mai sus se poate stabili teoretic cîmpul de temperatură al sistemului piesă turnată-formă, dacă se cunoaște constanta de solidificare K.

4.1.8. BILANȚUL TERMIC ÎN SISTEMUL ALIAJ-FORMĂ

a. *Cantitatea de căldură cedată formei de către aliajul turnat.* Pentru a determina cantitatea de căldură care se transmite de la aliaj la forma de turnare, sînt necesare următoarele ipoteze simplificatoare :

— întreaga cantitate de căldură se transmite numai prin conducție, deci există un contact perfect între piesa turnată și formă ;

Scanned with OKEN Scanner

— temperatura de contact de la interfața metal-formă rămîne constantă în timpul solidificării ;

— proprietățile termofizice ale aliajului și formei rămîn constante în timp ;

— erorile introduse prin mărimea finită a formei și neomogenitatea materialului formei nu sînt mari.

Cantitatea de căldură care trece în unitatea de timp prin unitatea de suprafață este dată de ecuația lui *Fourier* :

$$\frac{dQ}{dt} = -\lambda\left(\frac{\partial T}{\partial x}\right)_{x=0}$$

Gradientul de temperatură $\frac{\partial T}{\partial x}$ pentru $x = 0$, adică la suprafața metal-formă, se calculează din relația (4.68) care dă distribuția temperaturii în materialul formei la momentul t, după turnarea piesei, pînă la sfîrșitul solidificării în orice punct, deci și în punctul de la suprafața de contact :

$$T = T_c - (T_c - T_{i.f})\operatorname{erf}\frac{x}{2\sqrt{a \cdot t}}. \tag{4.69}$$

Funcția erorilor a lui Gauss are expresia :

$$\operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{at}}\right) = \frac{2}{\sqrt{\pi}}\int_0^{\frac{x}{2\sqrt{at}}} e^{-K^2}\,dK, \tag{4.70}$$

în care K este funcție de x și t, după cum arată limita superioară a integralei.

Deci, înlocuind relația (4.70) în relația (4.69) rezultă :

$$T = T_c - (T_c - T_{i.f})\frac{2}{\sqrt{\pi}}\int_0^{\frac{x}{2\sqrt{at}}} e^{-K^2}\,dK, \tag{4.71}$$

dar,

$$\frac{\partial T}{\partial x} = \frac{\partial T}{\partial K}\cdot\frac{\partial K}{\partial x}. \tag{4.72}$$

Derivînd ecuația (4.71) pe rînd în raport cu K și x se obține :

$$\frac{\partial T}{\partial K} = -(T_c - T_{i.f})\frac{2}{\sqrt{\pi}}\cdot\frac{\partial}{\partial K}\left[\int_0^{\frac{x}{2\sqrt{at}}} e^{-K^2}\,dK\right] =$$

$$= -(T_c - T_{i.f})\frac{2}{\sqrt{\pi}}\,e^{-K^2} = -(T_c - T_{i.f})\frac{2}{\sqrt{\pi}}\,e^{-\frac{x^2}{4at}}, \tag{4.73}$$

$$\frac{\partial K}{\partial x} = \frac{\partial}{\partial x}\left(\frac{x}{2\sqrt{at}}\right) = \frac{1}{2\sqrt{at}}. \tag{4.74}$$

Înlocuind relațiile (4.73) și (4.74) în (4.72), obținem :

$$\frac{\partial T}{\partial x} = -(T_c - T_{i.f}) \frac{2}{\sqrt{\pi}} e^{-\frac{x^2}{4at}} \cdot \frac{1}{2\sqrt{at}}, \tag{4.75}$$

care pentru $x = 0$ (la contactul metal-formă) devine :

$$\left(\frac{\partial T}{\partial x}\right)_{x=0} = -(T_c - T_{i.f}) \frac{2}{\sqrt{\pi}} \cdot \frac{1}{2\sqrt{at}} = -(T_c - T_{i.f}) \frac{1}{\sqrt{\pi \cdot a \cdot t}}. \tag{4.76}$$

Introducînd valoarea găsită a gradientului ecuația lui Fourier și ținînd seama că $a = \frac{\lambda}{c \cdot \rho}$ obținem :

$$\frac{dQ}{dt} = \frac{\lambda(T_c - T_{i.f})}{\sqrt{\pi at}} = \frac{\sqrt{\lambda \cdot c \cdot \rho}\ (T_c - T_{i.f})}{\sqrt{\pi \cdot t}}. \tag{4.77}$$

Dar $\sqrt{\lambda \cdot c \cdot \rho} = b_f$, este coeficientul de acumulare a căldurii de către formă, și deci :

$$\frac{dQ}{dt} = \frac{1}{\sqrt{\pi}} \cdot \frac{b_f(T_c - T_{i.f})}{\sqrt{t}} = 0{,}564 \frac{b_f(T_c - T_{i.f})}{\sqrt{t}}. \tag{4.78}$$

Integrînd ecuația (4.78) în limitele $t = 0$ și $t = t$, se găsește cantitatea de căldură primită de formă prin unitatea de suprafață în timpul t :

$$Q = \frac{1}{\sqrt{\pi}} b_f(T_c - T_{i.f}) \int_0^t \frac{dt}{\sqrt{t}} = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \cdot b_f(T_c - T_{i.f}) \sqrt{t}.$$

Sau :

$$Q = 1{,}128 b_f(T_c - T_{i.f})\sqrt{t}. \tag{4.79}$$

Căldura cedată prin toată suprafața F a formei este :

$$Q_t = 1{,}128 b_f(T_c - T_{i.f})F\sqrt{t}. \tag{4.80}$$

Cu relația (4.80) se poate calcula cantitatea de căldură cedată formei de către aliajul turnat.

Dacă în relația (4.80) se notează ; $K_f = 1{,}128 b_f(T_c - T_{i.f})$, în care K_f se numește constanta formei și este o măsură a intensității de schimb de căldură dintre aliaj și formă, relația (4.80) devine :

$$Q_t = K_f \cdot \sqrt{t}, \tag{4.81}$$

adică, cantitatea de căldură transmisă formei de către aliaj în timpul solidificării, respectă legea rădăcinii pătrate.

b. *Bilanțul termic în timpul procesului de solidificare.* În tabelul 4.6 se prezintă în limite largi o schemă de bilanț termic pentru procesul de solidificare a aliajelor.

Scanned with OKEN Scanner

Tabelul 4.6

Bilanțul termic al piesei turnate în timpul solidificării; cantitatea de căldură exprimată în %

Căldura intrată		Căldura consumată	
FORMA DIN AMESTECURI DE FORMARE			
Căldura de supraîncălzire	10	Căldura acumulată de formă	95...100
Căldura de cristalizare	80...90	Căldura degajată de la suprafața peretelui formei în atmosferă	0... 5
Căldura crustei solidificate	5...15		
TOTAL	100	TOTAL	100
FORMA METALICĂ			
Căldura de supraîncălzire	5	Căldura acumulată de formă	30... 90
Căldura de cristalizare	40...70	Căldura degajată de la suprafața peretelui formei în atmosferă	10... 70
Căldura crustei solidificate	25...55		
TOTAL	100	TOTAL	100

În legătură cu cantitatea de căldură cedată de aliajul lichid, pot fi făcute următoarele observații :

— căldura de supraîncălzire în condițiile obișnuite de turnare nu joacă un rol important în bilanțul termic, la turnarea în forme metalice această căldură reprezintă doar 5% iar la turnarea în forme din amestec circa 10%, ceea ce se explică prin aceea că în timpul solidificării aliajelor turnate în forme din amestec, ele cedează o cantitate mai mică de căldură decît în cazul turnării în forme metalice.

În bilanțul termic la partea de căldură intrată rezultă că un rol important îl joacă căldura de cristalizare, iar căldura acumulată de crusta solidificată reprezintă 5...15% la turnarea în forme din amestec și 25...55% în cazul turnării în forme metalice. Rezultă că cu cît la un moment dat grosimea crustei este mai mare cu atît și cantitatea de căldură acumulată va fi mai mare sau cu cît este mai intensă cedarea de căldură de către aliajul lichid, cu atît proporția de căldură cuprinsă de crusta solidificată va fi mai mare.

Dacă se analizează din bilanț căldura consumată se constată că în principal, căldura cedată de aliajul lichid se regăsește fie sub formă de căldură acumulată de pereții formei, fie de căldură cedată de către aceștia în atmosferă.

Cea mai importantă parte a căldurii se găsește acumulată în pereții formei. Cu cît grosimea pereților formei este mai mare cu atît cantitatea de căldură acumulată este și ea mai ridicată, ajungînd pînă la 100%.

În formele metalice care au de obicei o grosime mică căldura acumulată variază între 30...75%.

În formele crude din amestecuri de formare o cantitate mare de căldură și anume cuprinsă între 15...30% este consumată pentru evaporarea apei. În amestecurile de formare, o cantitate mare de căldură este transmisă de către curenții de gaze.

Scanned with OKEN Scanner

Căldura degajată de pereţii formei în atmosferă prin radiaţie şi convecţie este mică în cazul formelor din amestec şi ridicată în cazul formelor metalice variind între 10...70%. La majoritatea formelor din amestec ea este mică sau chiar egală cu zero şi aceasta se explică prin aceea că peretele exterior al formei nu atinge o temperatură ridicată. În aceste condiţii temperatura de contact cu metalul rămîne constantă o durată mare de timp şi atunci repartizarea temperaturii în peretele formei este dată de relaţia 4.68 :

$$T = T_c - (T_c - T_{i.f})\operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{a_f t}}\right),$$

în care : T este temperatura în formă la distanţa y de suprafaţa peretelui piesei în momentul t ;

T_c şi $T_{i.f}$ — temperatura de contact şi temperatura iniţială a formei ;

a_f — coeficientul de difuzivitate a căldurii în peretele formei (în această relaţie a_f se determină ca o valoare medie obţinută pe cale experimentală).

Această formulă dă rezultate satisfăcătoare pentru punctele apropiate de suprafaţa de contact metal-formă, la distanţe mai mari de această suprafaţă se constată unele abateri.

Pentru calculul duratei de solidificare se iau în considerare următoarele domenii ale temperaturilor de contact :

La turnarea în forme uscate din amestec :

$T_c = 1\,673...1\,723$ K(1 400...1 450°C) la turnarea oţelului ;
$T_c = 1\,273...1\,370$ K (1 000...1 100°C) la turnarea fontei ;
$T_c = 773...823$ K (500...550°C) la turnarea aliajelor de aluminiu.

La turnarea în forme metalice din fontă :

$T_c = 873...1\,173$ K (600...900°C) la turnarea oţelului ;
$T_c = 773...873$ K (500...600°C) la turnarea fontei ;
$T_c = 573...673$ K (300...400°C) la turnarea aliajelor de aluminiu.

Temperatura de contact metal-formă în cazul formelor crude este ceva mai mică decît în cazul formelor uscate.

Aşadar natura formei nu influenţează într-o mare măsură valoarea temperaturii de contact.

O influenţă mult mai mare o are natura aliajului şi deci temperatura lui de turnare.

4.2. PROCESUL DE SOLIDIFICARE A ALIAJELOR

4.2.1. MECANISMUL SOLIDIFICĂRII

Trecerea aliajului din stare lichidă în stare solidă este însoţită de două procese : cristalizare, solidificare.

Prin *cristalizare* se înţelege formarea cristalelor izolate şi a zonelor cristaline pe secţiunea peretelui piesei.

Prin *solidificare* se înţelege procesul legat de dinamica creşterii de fază solidă şi de micşorare a fazei lichide pînă la dispariţia completă în diferite zone ale peretelui piesei turnate.

Scanned with OKEN Scanner

Deci, *solidificarea* este procesul de trecere al aliajului la scară macroscopică din stare lichidă în stare solidă, fără să se țină seama de formarea microstructurii, datorită răcirii lui.

Solidificarea poate fi de mai multe tipuri în funcție de următoarele criterii :

1) modul de creștere a zonei în curs de solidificare ;
2) viteza de creștere a zonei în curs de solidificare ;
3) structura zonei în curs de solidificare.

1) Din punct de vedere al modului de creștere a zonei în curs de solidificare, procesul de solidificare poate fi de două tipuri :

Solidificarea succesivă (exogenă), caracterizată prin aceea că suprafața stratului solidificat se deplasează succesiv de la suprafața de contact aliaj-formă spre interior adică spre axa termică.

Suprafața stratului solidificat se mai numește și *front de solidificare.*

Noțiunea de exogen indică tocmai deplasarea frontului de solidificare de la suprafața de contact aliaj-formă spre axa termică, indică cu alte cuvinte că începutul procesului de solidificare are loc la suprafața de contact aliaj-formă (este vorba de o influență externă și anume influența peretelui formei.

Solidificarea în volum (endogenă), caracterizată prin aceea că frontul de solidificare nu este continuu și nu se deplasează succesiv de la suprafața de contact aliaj-formă spre axa termică.

În cazul solidificării în volum apar pe secțiunea peretelui piesei turnate numeroase volume cu fază solidă și deci numeroase suprafețe de contact între faza lichidă și faza solidă care nu se constituie într-un front comun.

Se numește solidificare endogenă pentru că este caracterizată prin apariția fazei solide în anumite zone de fază lichidă din interiorul peretelui piesei turnate.

Așadar din punct de vedere a modului de creștere a zonei solidificate poate exista un front de solidificare continuu (solidificarea succesivă) și un front de solidificare discontinuu (solidificarea în volum).

2) Din punct de vedere a vitezei de creștere a zonei solidificate pot fi două tipuri de procese de solidificare :

— solidificarea continuă ;

— solidificarea discontinuă sau intermitentă.

3) Din punct de vedere al structurii zonei în curs de solidificare procesul de solidificare poate fi de asemenea împărțit în două tipuri :

— solidificare fără zonă bifazică, caracterizată prin aceea că zona solidă vine direct în contact cu zona lichidă.

— solidificare cu zona bifazică (solidificare bifazică) caracterizată prin aceea că între zona solidă și zona lichidă se interpune o zonă bifazică constituită din cristalite solide și fază lichidă.

Din punct de vedere practic cele mai importante probleme le ridică solidificarea succesivă cu zonă bifazică.

a. *Solidificarea succesivă.* Solidificarea succesivă reprezintă creșterea succesivă în timp a grosimii crustei solidificate începînd cu suprafața de contact aliaj-formă și pînă la axa termică. Poate fi analizată mai simplu în cazul aliajelor fără zonă bifazică, adică a aliajelor eutectice sau a metalelor pure.

Scanned with OKEN Scanner

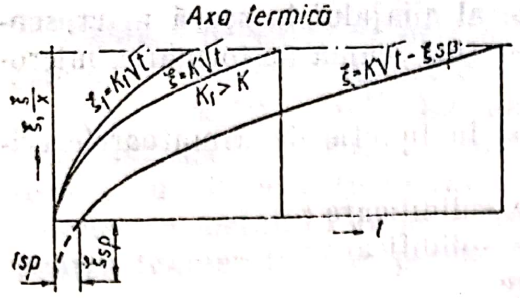


Fig. 4.25. Desfășurarea procesului de solidificare succesivă în cazul unui perete tip placă.

În cazul pieselor simple și a aliajelor fără zonă bifazică, desfășurarea procesului de solidificare succesivă se poate studia în mod simplificat luîndu-se în considerare următoarele :

— temperatura de turnare a aliajului este mai mică decît temperatura lichidus ;

— piesa reprezintă o placă semilimitată (adică lungimea și lățimea este de șase ori mai mare decît grosimea plăcii) ;

— din momentul contactului cu forma, aliajul nu mai curge (în cazul turnării directe).

În cazul îndeplinirii acestor condiții, grosimea stratului solidificat pe ambele părți ale peretelui piesei turnate (a plăcii) variază în timp după o curbă parabolică conform legii rădăcinii patrate.

$$\xi = K\sqrt{t}, \tag{4.82}$$

în care : ξ este grosimea stratului solidificat, în m ;

t — timpul, în h ;

K — constanta de solidificare, în $m/h^{1/2}$;

Această dependență între grosimea crustei solidificate și timp este arătată în figura 4.25 unde este reprezentată și $\xi_1 = K_1\sqrt{t}$, în condițiile în care $K_1 > K$.

Din figura 4.25 rezultă că, cu cît este mai mare valoarea lui K cu atît procesul de solidificare se desfășoară mai repede.

Prin *axa termică* se înțelege dreapta sau curba care unește totalitatea punctelor în care solidificarea are loc în ultimul moment.

Momentul în care curba de solidificare atinge axa termică, adică acolo unde are loc intersecția curbei $\xi = K\sqrt{t}$ cu axa termică, reprezintă momentul terminării procesului de solidificare al peretelui piesei turnate.

Cu cît solidificarea are loc mai repede cu atît durata de solidificare este mai scurtă. Coeficientul de solidificare K din relația (4.82) caracterizează de fapt viteza de solidificare.

Valoarea acestei constante poate fi exprimată prin relația :

$$K = 1{,}158\frac{T_k - T_f}{Q} b_f \quad [m/h^{1/2}] \tag{4.83}$$

în care : T_k este temperatura de cristalizare a aliajului, în K ;

T_f — temperatura formei, în K ;

b_f — coeficientul de acumulare a căldurii de către formă, în $W \cdot s^{1/2}/m^2 \cdot h$;

Q — cantitatea de căldură a aliajului înainte de a atinge temperatura de cristalizare, în J/m^3.

Valoarea mărimii Q se calculează cu relația :

$$Q = \rho[c(T_t - T_s) + L], \quad [J/m^3], \tag{4.84}$$

Scanned with OKEN Scanner

în care : ρ este densitatea aliajului, în kg/m³ ;
c — căldura specifică a aliajului, în J/kg·K ;
L — căldura latentă de cristalizare (solidificare), în J/m³ ;
T_t — temperatura de turnare, în K ;
T_s — temperatura solidus, în K.

Relația (4.83) arată influența principalelor proprietăți a aliajelor (Q, T_k) și ale formei (b_f, T_f). Cu cît este mai mare temperatura de cristalizare a aliajului (T_k) cu atît mai puțină căldură conține aliajul lichid la turnare, și cu cît este mai mare valoarea lui b_f și mai mică valoarea lui T_f cu atît procesul de solidificare se desfășoară mai repede.

La unul și același aliaj se poate influența asupra vitezei de solidificare prin schimbarea temperaturii de turnare de care depinde mărimea valorii Q.

De asemenea se poate dirija procesul de solidificare prin alegerea materialului formei (b_f) și a temperaturii inițiale a formei (T_f), precum și prin alegerea tehnicii de turnare care determină durata de curgere a aliajului pe pereții formei înainte de solidificare, de care de fapt depinde valoarea lui T_f.

Relația pentru determinarea lui K nu ține seama de factorul geometric (configurația piesei turnate).

Cu toate acestea se poate arăta că în cazul muchiilor exterioare și a unghiurilor interioare piesa se solidifică mai repede decît în zonele pereților plani și a unghiurilor și muchiilor interioare.

Acest lucru poate fi exprimat prin relația

$$\xi = \frac{K}{Y}\sqrt{t}. \tag{4.85}$$

Relația (4.85) exprimă influența geometriei piesei turnate asupra procesului de solidificare, prin introducerea valorii Y, care este un coeficient a cărei valoare se poate schimba în cursul solidificării.

Pentru corpurile geometrice simple valoarea lui Y se determină cu ajutorul formulelor de mai jos :

— pentru placă nelimitată :

$$Y = 1 ;$$

— pentru cilindru nelimitat care se solidifică din exterior ;

$$Y = 1 - \frac{1}{2}\frac{\xi}{x} ;$$

— pentru cilindru nelimitat care se solidifică din interior :

$$Y = 1 + \frac{1}{2}\frac{\xi}{x} ; \tag{4.86}$$

— pentru sferă care se solidifică de la exterior :

$$Y = 1 - \frac{\xi}{x} + \frac{1}{3}\frac{\xi^2}{x^2}$$

— pentru sferă care se solidifică de la exterior :

$$Y = 1 + \frac{\xi}{x} + \frac{1}{3}\frac{\xi^2}{x^2}$$

în care : x este distanța între suprafața peretelui piesei și axa termică.

Scanned with OKEN Scanner

Curbele de solidificare ale cilindrului și sferei cu răcire de la suprafața de exterioară prezintă puncte de inflexiune. Aceasta rezultă din faptul că valoarea lui Y variază în timp și deci odată cu grosimea stratului solidificat.

Aceste concluzii pentru corpurile simple din punct de vedere geometric răcite de la exterior sau interior pot fi aplicate și la procesul de solidificare a muchiilor rotunjite, interioare și exterioare a căror suprafață este apropiată de cea cilindrică, precum și în cazul unghiurilor și ieșindurilor cu suprafață sferică. În afară de aceasta corelația arătată poate fi aplicată și în cazul elementelor de piesă turnată de formă cubică sau de prismă, cu dimensiuni nelimitate.

Din punct de vedere al cîmpului de temperatură, procesul de solidificare este practic același ca și în cazul cilindrului sau sferei nelimitate.

Solidificarea succesivă este influențată după cum s-a arătat de următorii factori tehnologici :

— natura aliajului exprimată prin Q și T_k ;

— natura formei exprimată prin b_f și T_f ;

— tehnologia de turnare exprimată prin T_t și locul de alimentare a peretelui piesei turnate ;

— geometria piesei turnate (grosimea echivalentă a peretelui).

Dintre acești factori în mod uzual sînt utilizați trei factori : temperatura de turnare (T_t) grosimea echivalentă (R) și locul de alimentare a peretelui piesei.

În cazul cînd temperatura de turnare este mai mare decît temperatura lichidus ($T_t > T_l$) caz obișnuit întîlnit în practică, aliajul nu începe să solidifice imediat la contactul lui cu forma ci mai tîrziu cînd căldura de supraîncălzire conținută de aliaj va fi cedată peretelui formei. În continuare are loc procesul de solidificare succesivă descris mai înainte.

Cu creșterea temperaturii de turnare, grosimea stratului solidificat (ξ) se determină cu relația :

$$\xi = k\sqrt{t} - \xi_{sp}. \qquad (4.87)$$

în care : ξ_{sp} este grosimea crustei solidificate care ar fi solidificat în timpul t_{sp} de cedare a căldurii de supraîncălzire.

Cu alte cuvinte din figura 4.25 rezultă că începutul procesului de solidificare nu începe de la punctul zero de întretăiere a axelor de coordonate ci mai tîrziu corespunzătoare mărimii t_{sp}.

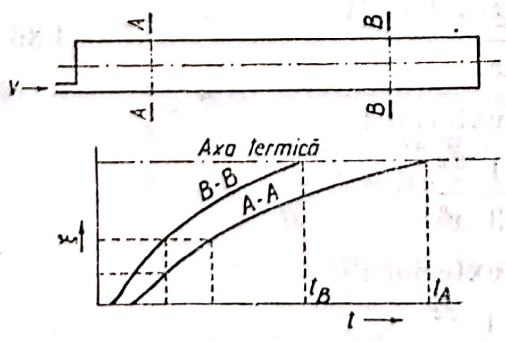


Fig. 4.26. Dependența procesului de solidificare de modul de alimentare.

În ceea ce privește influența locului de alimentare, aceasta este explicată prin curbele de solidificare arătate în figura 4.26 care arată modul de alimentare al unui perete plan în poziție orizontală.

Ca urmare a gradientului de temperatură care apare pe lungimea peretelui piesă și anume temperatura este mai mare în locul de alimentare și mai mică în partea opusă, diferitele puncte de pe lungimea piesei nu se vor solidifica în același timp. Ca rezultat solidificarea în secțiunea

Scanned with OKEN Scanner

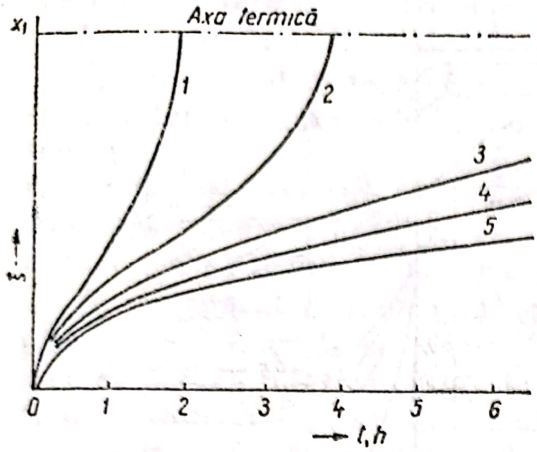


Fig. 4.27. Desfășurarea procesului de solidificare a elementelor geometrice simple ale pereților pieselor turnate :

1 — sferă răcită din exterior ; *2* — cilindru răcit din exterior ; *3* — placă ; *4* — cilindru răcit din interior ; *5* — sferă răcită din interior.

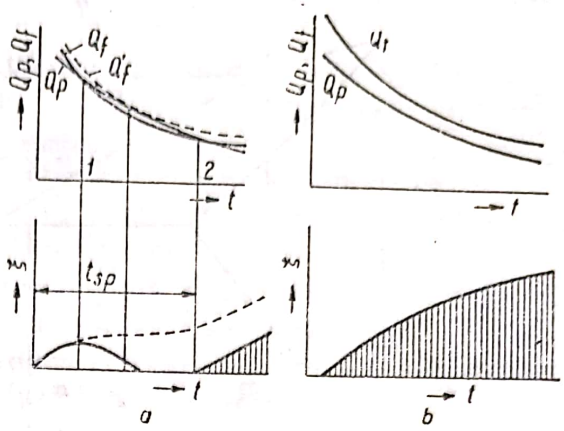


Fig. 4.28. Dependența grosimii stratului solidificat (ξ) de cantitatea de căldură cedată de piesă (Q_p) și cantitatea de căldură absorbită de formă (Q_f).

a — grosime mare de perete ; *b* — grosime obișnuită de perete.

A—A corespunzătoare unei temperaturi ridicate se va desfășura conform relației 4.87 adică mai încet și va începe mai tîrziu iar în punctele mai îndepărtate de locul de alimentare (secțiunea *B—B*) procesul de solidificare se va desfășura conform relației (4.82) adică va începe mai repede.

Această situație influențează într-o mare măsură calitatea pereților pieselor turnate.

Viteza de solidificare a grosimii crustei solidificate din peretele piesei crește pe măsură ce frontul de solidificare se apropie de axa termică. Aceasta se explică prin aceea că posibilitatea de cedare a căldurii de supraîncălzire este mai mare cu cît este mai mic volumul de fază lichidă. În cazul elementelor cilindrice sau prismatice această mărire a vitezei de solidificare se constată numai într-un anumit plan pe cînd la elementele tip sferă și cub apare în toate direcțiile. De aceea elementele tip sferă se solidifică mult mai repede decît elementele tip cilindru (fig. 4.27).

Din relația (4.86) rezultă că valoarea lui Y nu este altceva decît un coeficient variabil de corelare care caracterizează variația procesului de solidificare în spațiu și în timp.

Solidificarea succesivă poate avea două aspecte și anume :

— solidificare succesivă continuă ;

— solidificare succesivă intermitentă (periodică).

La majoritatea pieselor turnate, solidificarea este succesiv continuă.

În cazul pieselor mari al căror volum este apropiat de volumul formei sau chiar mai mare poate să aibă loc procesul de solidificare succesivă intermitentă (periodică).

După turnarea aliajului (de exemplu a oțelului) ca urmare a gradientului de mare temperatură, forma în primele momente va absorbi o cantitate mare de căldură și drept urmare se formează o crustă de metal solidificat cu o anumită grosime. În această perioadă fluxul termic în peretele formei (Q_f) este mai mare decît fluxul termic dirijat de peretele piesei spre formă (Q_p) (fig. 4.28, *a*).

Scanned with OKEN Scanner

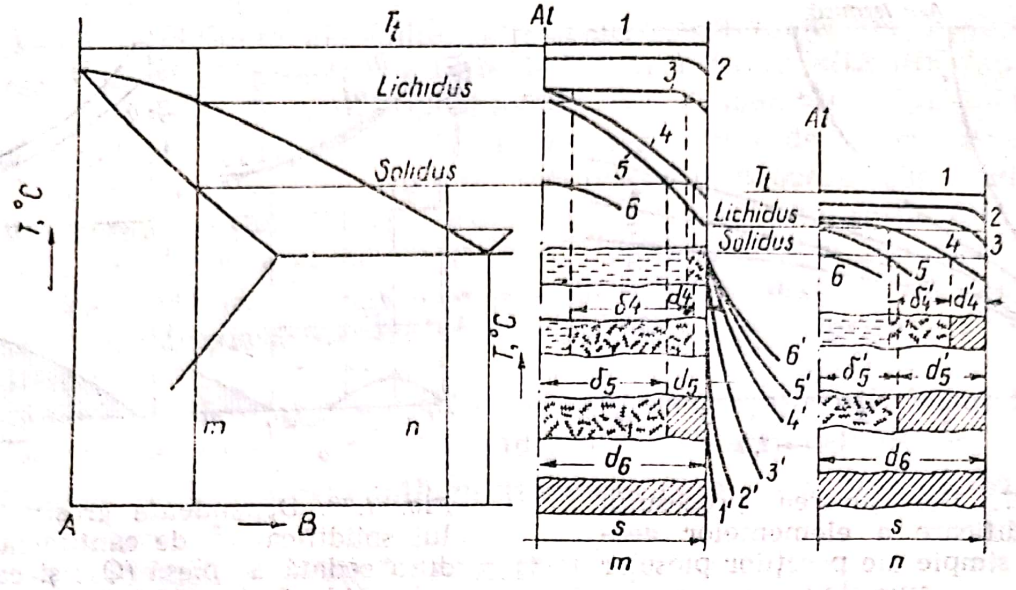


Fig. 4.29. Desfășurarea procesului de solidificare a aliajelor cu compoziția *m* și *n* și variația cîmpului de temperatură pe secțiunea peretelui piesei (curbele *1*—*6*) și a formei (curbele *1*—*6'*): δ— grosimea zonei bifazice ; *d* — grosimea zonei solidificate ; *AT* — axa termică ; *M*—*F* — suprafața de contact metal-formă.

Forma în perioada de răcire a aliajului acumulează o cantitate mare de căldură și fluxul termic în peretele formei se încetinește (deci capacitatea de acumulare a căldurii de către formă se micșorează), ceea ce determină ca la un moment dat (momentul *1*) valoarea $Q_f < Q_p$, adică căldura cedată de aliaj va fi mai mare decît căldura acumulată de formă.

În aceste condiții grosimea ξ, care s-a format pînă în momentul *1* începe să se retopească parțial sau total.

Dacă durata în care $Q_f < Q_p$ se menține timp îndelungat atunci există posibilitatea retopirii întregii cruste solidificate în primele momente ale procesului de solidificare, după care izoterma de solidificare se deplasează la o anumită distanță de suprafața de contact aliaj-formă.

În această perioadă stratul de aliaj poate să pătrundă în porii sau fisurile din amestecul de formare și deci piesa se poate obține cu aderențe.

Cînd valoarea $Q_f > Q_p$, adică în momentul *2*, piesa începe să se solidifice din nou (fig. 4.28, *a*). Momentul *2* reprezintă terminarea stadiului $t_{s.p}$.

Pentru comparație în figura 4.28, *b*, este dată variația lui Q_f și Q_p în cazul solidificării succesive continue.

Solidificarea periodică poate să aibă loc și în cazul cînd în interiorul peretelui piesei turnate au loc curenți de convecție capabili să topească crusta solidificată în primul moment.

b. *Solidificarea succesivă cu zonă bifazică.* În figura 4.29, în partea stîngă sînt reprezentate pe diagramă două aliaje cu compoziții chimice diferite : aliajul „*m*" cu intervalul mare de solidificare și aliajul „*n*" cu interval mic de solidificare. Corespunzător acestei diagrame sînt date în partea dreaptă a figurii, secțiunii prin peretele piesei turnate din aliajele cu compoziția „*m*" și „*n*".

Se ia în considerare aliajul „*m*" cu interval mare de solidificare. În momentul sfîrșitului turnării repartizarea temperaturii pe secțiunea peretelui este arătată de dreapta *1*. După un oarecare timp (momentul *2*) începe in-

teracțiunea termică dintre piesă și formă, producînd o scădere de temperatură la suprafața de contact.

În momentul *3*, temperatura aliajului la suprafața de contact s-a micșorat sub temperatura lichidus de aceea pe o adîncime corespunzătoare a peretelui piesei are loc solidificarea, dar în acest stadiu nu s-a terminat, temperatura formei continuă să se mărească (curbele *1'—6'*). În momentul *4* există trei zone : zona solidificată cu grosimea d_4, zona bifazică cu grosimea δ_4 și zona cu aliaj lichid în interiorul peretelui formei.

În momentul *5*, zona bifazică a avansat pînă la axa termică a peretelui piesei turnate, în acest caz sînt deci două zone : zona solidificată cu grosimea d_5 și zona bifazică cu grosimea δ_5 (dacă referirea se face pe întreaga secțiune a peretelui piesei atunci zona bifazică are grosimea $2 \cdot \delta_5$).

Procesul de răcire care urmează mărește grosimea stratului solidificat și micșorează grosimea zonei bifazice pînă în momentul terminării procesului de solidificare (momentul *6*).

În cazul aliajului cu compoziția „*n*", procesul de solidificare este indicat de schema din dreapta. La acest aliaj (grosimile zonelor bifazice corespunzătoare momentelor *4* și *5* sînt mai mici, adică $\delta'_4 < \delta_4$ și $\delta'_5 < \delta_5$. Așadar rezultă că aliajele cu interval mai mic de solidificare au și grosimi mai mici ale zonelor bifazice.

Solidificarea cu zonă bifazică poate fi studiată făcîndu-se aceleași simplificări ca și în cazul solidificării succesive fără zonă bifazică.

Din figura 4.29 rezultă că pe secțiunea peretelui piesei apar trei suprafețe de contact :

— suprafața de contact aliaj-formă (dintre crusta solidificată și formă) ;
— suprafața de contact dintre crusta solidificată și zona bifazică ;
— suprafața de contact dintre zona bifazică și zona cu aliaj lichid.

Zona bifazică este constituită din cristalite solide și fază lichidă.

Suprafața de contact dintre zona bifazică și zona solidificată trece prin aceleași puncte care au aceleași temperaturi. Curba care unește punctele cu aceeași temperatură din această suprafață se numește *curba izosolidus* iar suprafața de contact *frontul izosolidus*. Punctele care se găsesc pe suprafața de contact zona bifazică, zona cu aliaj lichid, au aceeași temperatură. Curba care unește aceste puncte se numește *curba izolichidus*, iar suprafața de contact *frontul izolichidus*.

Din figura 4.29 rezultă că în procesul de solidificare are loc o deplasare înspre axa termică mai întîi a curbei izolichidus și apoi a curbei izosolidus sau altfel spus se deplasează mai întîi frontul izolichidus și apoi frontul izosolidus.

Procesul de solidificare corespunzător deplasării curbei izolichidus este caracterizat de relația :

$$\xi_{il} = K_{il} \sqrt{t}, \qquad (4.88)$$

în care : ξ_{il} este distanța curbei izolichidus de suprafața de contact aliaj-formă, în m ;
t — timpul, în h ;
K_{il} — coeficientul de solidificare corespunzător frontului izolichidus, în $m/h^{1/2}$.

Scanned with OKEN Scanner

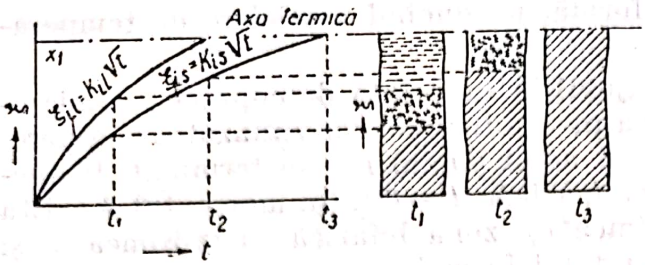


Fig. 4.30. Deplasarea zonei bifazice, adică a fronturilor izolichidus și izosolidus pe secțiunea peretelui tip placă :
t_2 — frontul izosolidus a ajuns în axa termică ;
t_3 — frontul izosolidus a ajuns în axa termică.

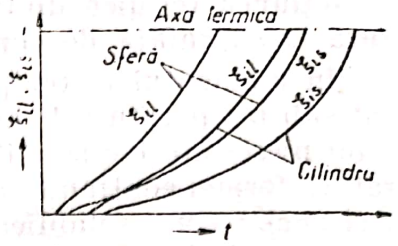


Fig. 4.31. Desfășurarea procesului de solidificare a aliajelor în piese tip cilindru semilimitat și sferă.

Procesul de solidificare corespunzător deplasării curbei izosolidus este exprimat prin relația :

$$\xi_{is} = K_{is}\sqrt{t}, \tag{4.89}$$

în care : ξ_{is} este distanța curbei izo de suprafața de contact aliaj-formă, în m ;

K_{is} — coeficientul de solidificare corespunzător frontului izosolidus, în $m/h^{1/2}$.

Aceste relații sînt exprimate grafic în figura 4.30 pentru un perete de piesă tip placă. Din figura 4.30 rezultă că :

$$\xi_{il} = \xi_{is} + \delta, \tag{4.90}$$

în care : δ este grosimea zonei bifazice.

Înlocuind relațiile (4.88) și (4.89) în relația (4.90) se obține :

$$K_{is} = K_{il} - \frac{\delta}{\sqrt{t}}, \tag{4.91}$$

Din relația (4.91) rezultă că grosimea zonei bifazice se mărește în timp, pe măsură ce frontul de solidificare se apropie de axa termică. Deci se observă că :

$$\delta = (K_{il} - K_{is})\sqrt{t}. \tag{4.92}$$

Din analiza relației (4.92) rezultă următoarele :

— mărimea coeficientului de solidificare $K_{il} > K_{is}$;

— mărimea lui δ crește în timp pe adîncimea peretelui piesei ;

— durata de solidificare conform curbei izolichidus (t_{il}) este mai mică decît cea corespunzătoare curbei izosolidus (t_{is}), adică $t_{il} < t_{is}$.

În figura 4.31 este prezentată desfășurarea procesului de solidificare a aliajelor turnate în piese cu pereți tip cilindru semilimitat și sferă, ținînd seama de curbele izolichidus și izosolidus.

De menționat că solidificarea intermitentă (periodică) poate avea loc și în cazul existenței zonei bifazice.

În cazul solidificării succesive cu zonă bifazică prezintă un mare interes următorii parametri :

— structura zonei bifazice ;

— grosimea zonei bifazice (δ) ;

Scanned with OKEN Scanner

— rugozitatea suprafeței frontului izolichidus (Δh);

— valoarea coeficientului de solidificare K_{il} și K_{is}.

În ceea ce privește structura zonei bifazice ea poate fi schematic arătată cu ajutorul figurii 4.32.

Zona bifazică poate fi împărțită în trei subzone și anume:

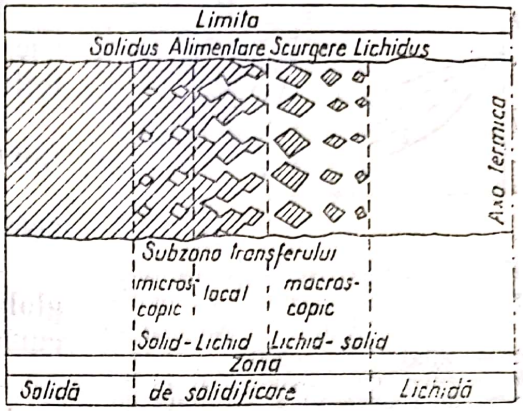


Fig. 4.32. Structura zonei bifazice.

1) *Subzona transferului de masă macroscopic*. Această subzonă este învecinată suprafeței izolichidus și se caracterizează prin aceea că cristalitele solide se găsesc în suspensie în faza lichidă și în cazul scurgerii aliajului lichid din interiorul peretelui piesei, aceste cristalite se îndepărtează odată cu el. Suprafața de contact dintre subzona de transfer macroscopic și zona următoare este caracterizată de așa-zisa limită de scurgere. În această subzonă procesul de alimentare are loc în condiții bune.

2) *Subzona transferului local de fază lichidă* situată între limita de scurgere și limita de alimentare a peretelui piesei. Ea se caracterizează prin aceea că cristalele solide formează un schelet continuu însă faza lichidă poate să curgă liberă printre ele.

În timpul procesului de scurgere al miezului cu aliaj lichid din peretele piesei, între cristalite rămîn resturi de fază lichidă, determinate de forțele capilare.

3) *Subzona transferului microscopic de fază lichidă*, situată între limita de alimentare și curba izosolidus (frontul de solidificare propriu-zis).

Caracteristică pentru această subzonă este faptul că porțiuni de fază lichidă sînt izolate între ramurile cristalitelor în curs de creștere. Posibilitatea de transfer de fază lichidă poate să aibă loc numai în interiorul acestor microvolume.

Din subzona a doua de transfer local în subzona a treia de transfer microscopic nu poate să aibă loc nicio deplasare de fază lichidă.

Prin temperatură de scurgere se înțelege temperatura la care cristalitele curg în suspensie odată cu faza lichidă.

Prin limită de alimentare se înțelege temperatura apropiată de izosolidus pînă la care faza lichidă se poate deplasa printre cristalite datorită forțelor capilare.

Limitele lichidus și solidus sînt caracteristici fizico-chimice ale aliajului. Temperatura lor este indicată pe diagrama de echilibru. Temperatura de scurgere se determină experimental și de obicei ea corespunde cu temperatura de fluiditate zero.

Limita de alimentare (temperatura de alimentare) poate fi stabilită cu ajutorul zonei în care sînt prezentate microretasurile în peretele piesei turnate.

Limitele de scurgere și de alimentare sînt caracteristici tehnologice ale aliajelor și depind de condițiile de solidificare. Aceste limite pot fi deplasate pe diagrama de echilibru în sus sau în jos în funcție de condițiile de solidificare (existența curenților de convecție, presiune, vid etc.).

Scanned with OKEN Scanner

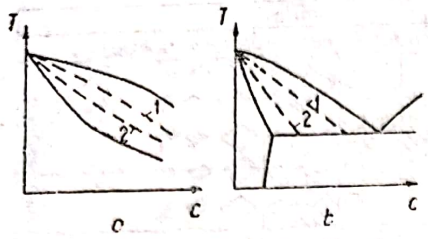


Fig. 4.33. Poziția limitelor tehnologice pe diagrama de echilibru :

a — aliaj cu soluție solidă ; *b* — aliaj cu eutectic ; *1* — limita de scurgere ; *2* — limita de alimentare.

În figura 4.33 sînt prezentate temperaturile corespunzătoare limitei de scurgere și limitei de alimentare pe diagrama de echilibru.

Poziția acestor limite tehnologice este influențată de mai mulți factori :

— cristalizarea dendritică. care deplasează aceste limite spre curba lichidus ;

— cristalizarea sub formă de cristalite globulare, care deplasează aceste limite spre curba solidus ;

— presiunea deplasează aceste limite spre curba solidus iar depresiunea invers spre curba lichidus.

Așadar structura zonei bifazice este determinată de următoarele curbe :

— curbele lichidus (T'_l) și solidus (T_s) care caracterizează proprietățile fizico-chimice ale aliajului ;

— curbele de scurgere (T_{sc}) și de alimentare (T_{al}) care caracterizează proprietățile tehnologice.

Așadar. limita dc scurgere este temperatura la care aliajul, lichid împreună cu cristalitele existente se îndepărtează în momentul scurgerii miezului lichid din peretele piese turnate.

În practică limita de scurgere coincide cu curba de fluiditate zero. deci cu temperatura pînă la care aliajul poate să umple cavitatea formei.

Cunoașterea limitei de scurgere are o importanță mare mai ales în cazul proceselor de turnare denumite duplex, adică procedeul de turnare a pieselor din mai multe aliaje.

În cazul acestei metode de turnare miezul lichid este îndepărtat după solidificarea crustei exterioare. Limita pînă la care se poate îndepărta aliajul din peretele piesei trebuie cunoscută și din acest motiv se ține seama de valoarea temperaturii de scurgere (T_{sc}).

Limita de alimentare este temperatura pînă la care porțiuni mici de fază lichidă se pot deplasa fie datorită forțelor gravitaționale fie datorită unor forțe capilare deci lichidul se poate deplasa printre ramurile dendritelor în vederea compensării microretasurilor în vederea obținerii unei compactități ridicate a pereților piesei turnate.

Faza lichidă din aceste porțiuni are vîscozitate relativ ridicată, ea nu se poate elimina în momentul scurgerii miezului lichid al peretelui piesei, rămînînd cuprinsă între dendrite dar se poate deplasa datorită forțelor capilare în spațiile interdendritice.

Celelalte caracteristici ale structurii zonei bifazice de solidificare sînt :

— grosimea stratului solidificat (ξ) în cazul solidificării cu zonă bifazică se supune acelorași legi ca la solidificarea succesivă ;

— rugozitatea crustei solidificate (Δh) care poate să fie mică, mijlocie sau mare conform figurii 4.34 și aceasta depinde de morfologia stratului solidificat.

Morfologia stratului solidificat care determină rugozitatea crustei în curs de solidificare prezintă un mare interes practic.

Scanned with OKEN Scanner

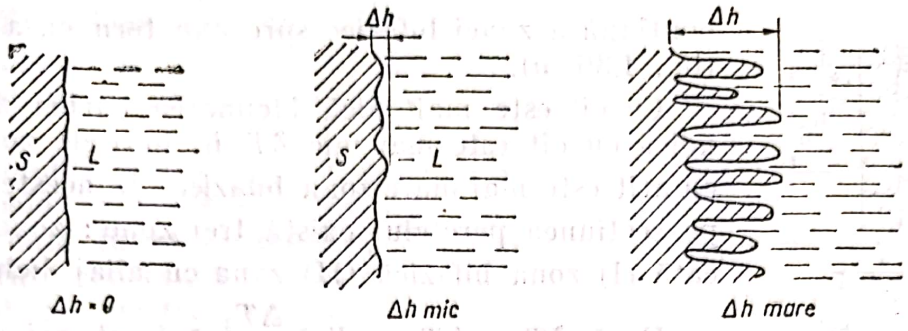


Fig. 4.34. Rugozitatea suprafeței crustei solidificate.

4.2.2. FACTORII CARE INFLUENȚEAZĂ SOLIDIFICAREA ALIAJELOR

Dimensiunile zone bifazice prezintă o mare importanță pentru practică întrucît, așa cum s-a arătat, în această zonă se formează microretasuri și segregații, crăpături și sufluri și deci reprezintă sursa principală a defectelor în pereții pieselor turnate.

Cu cît este mai mare zona bifazică cu atît calitatea pieselor turnate este mai scăzută.

În cazul solidificării succesive fără zonă bifazică aceste probleme practic lipsesc.

Factorii care influențează grosimea zonei bifazice pot fi împărțiți în patru grupe : natura aliajului ; natura formei ; condițiile de turnare ; geometria piesei turnate.

Influența naturii aliajului asupra zonei bifazice. Valoarea grosimii zonei bifazice (δ) este cu atît mai mică cu cît :

— intervalul de solidificare este mai îngust (fig. 4.29) și (fig. 4.34) ;
— conductivitatea termică a aliajului este mai mică (fig. 4.35) ;
— căldura specifică a aliajului este mai mică ;
— temperatura de turnare a aliajului este mai mică.

Proprietățile aliajului influențează, așa cum rezultă din figura 4.35, intervalul de cristalizare precum și înclinarea (panta) curbei de răcire și prin urmare influențează punctele de intersecție dintre curbele lichidus și solidus cu curbele de răcire pentru fiecare moment în parte.

Grosimea zonei bifazice la solidificarea aliajelor depinde de corelația dintre înclinarea curbei de răcire din peretele piesei turnate caracterizată prin gradientul de temperatură pe secțiunea peretelui δT și de mărimea intervalului de cristalizare $\Delta T_k = T_l - T_s$.

Dacă gradientul de temperatură $\delta T > \Delta T_k$, adică $\frac{\Delta T_k}{\delta T} \ll 1$, atunci are loc o solidificare succesivă în peretele piesei turnate cu o deplasare

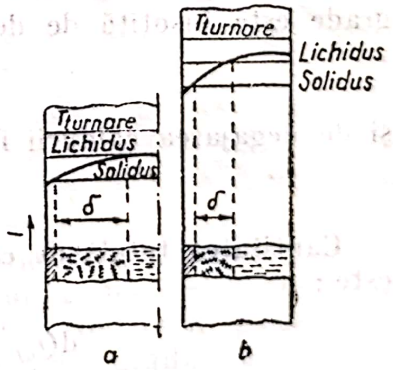


Fig. 4.35. Influența conductivității termice a aliajului asupra grosimii zonei bifazice, pentru același interval de solidificare :
a — bronz cu staniu ; *b* — oțel ; $\delta_{Bz} > \delta_{OT}$.

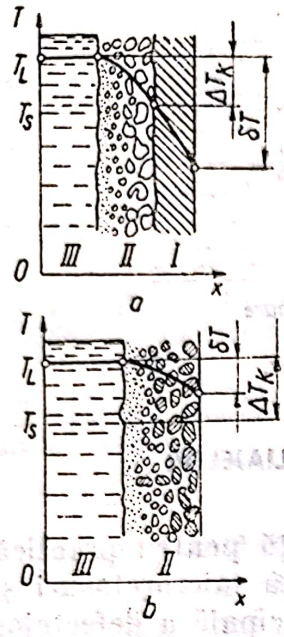


Fig. 4.36. Influența îmbinării curbei de răcire și a intervalului de cristalizare asupra formării zonei bifazice la solificare.

continuă a zonei bifazice spre axa termică a peretelui (fig. 4.36, *a*).

Cu cît este mai mică înclinarea curbei de răcire, adică cu cît este mai mic δT în limitele zonei ΔT_k, cu atît este mai mare zona bifazică. În aceste condiții, pe secțiunea peretelui există trei zone : zona solidificată (I) zona bifazică (II) zona cu aliaj lichid (III).

Dacă $\delta T < \Delta T_k$, adică $\dfrac{\Delta T_k}{\delta T} \geqslant 1$, atunci are loc o cristalizare (solidificarea) în volum a aliajului și pe secțiunea peretelui piesei se constată numai prezența zonei bifazice și zona lichidă (fig. 4.36, *b*).

Gradientul de temperatură δT, depinde de criteriul *Biot* :

$$\mathrm{Bi} = \frac{\alpha}{\lambda} X,$$

în care : α este coeficientul de transmitere a căldurii de la suprafața piesei ;
λ — coeficientul de conductivitate termică ;
X — jumătate din grosimea peretelui piesei.

Odată cu mărirea criteriului Bi și micșorarea lui λ, gradientul de temperatură pe secțiune crește. Din acest motiv, de exemplu oțelurile înalt aliate (oțeluri inoxidabile) cu intervalul îngust de solidificare și conductivitate termică mică cristalizează succesiv fără dezvoltarea zonei bifazice. Din contră oțelurile cu carbon ridicat (hipereutectoide) care au o conductivitate mare și un interval mare de solidificare prezintă o zonă bifazică mare.

Micșorarea temperaturii aliajului în intervalul de cristalizare ΔT_k cu dT grade este însoțită de degajarea căldurii de cristalizare :

$$dL_K = L_K dT,$$

și de degajarea căldurii fizice :

$$dQ_{fiz} = C_l dT.$$

Cantitatea totală de căldură care se degajă în intervalul de solidificare este :

$$dQ_{ef} = L'_{ef} dT + C_l dT = (L'_{ef} + C_l) dT,$$

în care : $L'_{ef} = L_K + C_l$ este căldură de cristalizare spectrală efectivă care se degajă dintr-un 1 kg de oțel în intervalul ΔT_k la variația temperaturii cu un grad.

Odată cu mărirea căldurii de cristalizare spectrale efective viteza de cristalizare a oțelului în intervalul de solidificare se mărește.

Scanned with OKEN Scanner

Degajarea căldurii de cristalizare $L_{ef} = f(T)$ în intervalul de solidificare depinde de particularităţile diagramei de echilibru a aliajului (fig. 4.37).

La solidificarea metalelor pure şi a aliajelor eutectice care trec din stare lichidă în stare solidă la o temperatură constantă T_k, căldura de cristalizare efectivă spectrală se degajă în mod brusc (fig. 4.37, *a*).

Din curba din dreapta (fig. 4.37, *a*), rezultă că odată cu micşorarea temperaturii aliajului pînă la t_1 se elimină căldura de supraîncălzire iar solidificarea completă are loc la t_2.

La solidificarea aliajelor cu soluţii solide (fig. 4.37, *b*) căldura de cristalizare efectivă spectrală care se degajă are loc în apropierea temperaturii lichidus (T_l) iar variaţia temperaturii după eliminarea căldurii de supraîncălzire la t_1 în procesul de solidificare de la t_1 la t_2 are loc sub forma unei curbe convexe.

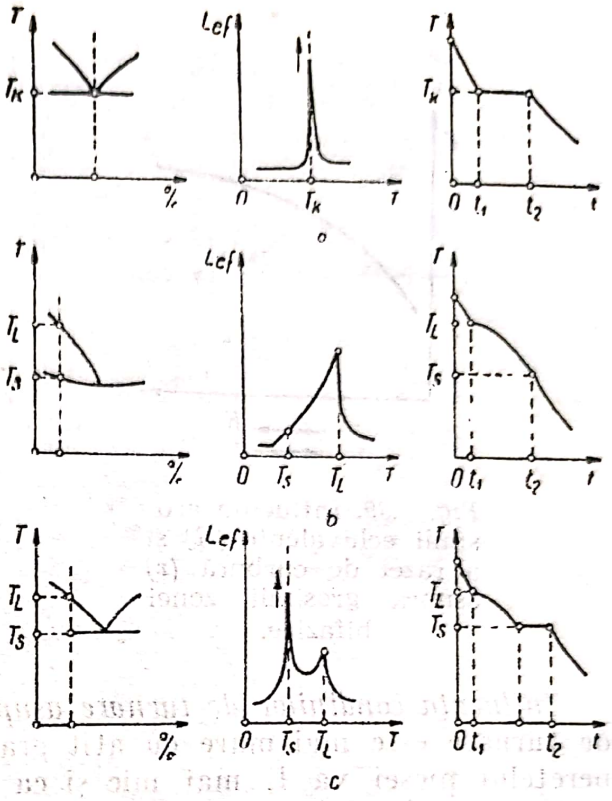


Fig. 4.37. Corelaţia dintre diagrama de echilibru şi legea de degajare a căldurii de cristalizare a aliajului.

La aliajele care au transformări eutectice şi prezintă interval de solidificare (fig. 4.37, *c*) căldura de cristalizare efectivă spectrală (L_{ef}) se degajă în principal în apropierea temperaturii solidus (T_s) iar o parte din peretele piesei turnate se solidifică la temperatură constantă (palierul orizontal al curbei de răcire).

Influenţa naturii formei asupra zonei bifazice. Valoarea grosimii zonei bifazice (δ) este cu atît mai mică cu cît:

— conductivitatea termică a formei este mai mare (fig. 4.38);

— gradientul termic pe secţiunea peretelui este mai mare;

— temperatura iniţială a peretelui formei ($T_{i.f}$) este mai mică;

— cu cît cantitatea de aliaj care s-a scurs pînă la sfîrşitul procesului de solidificare în zona luată în considerare este mai mică (fig. 4.25);

Influenţa proprietăţilor formei se reflectă de asemenea asupra poziţiei curbei de răcire pe secţiunea peretelui piesei turnate, adică influenţează gradientul de temperatură pe secţiunea peretelui, şi ca urmare distanţa dintre punctele de intersecţie dintre această curbă şi curbele temperaturii lichidus şi solidus, distanţă care determină însăşi grosimea zonei bifazice.

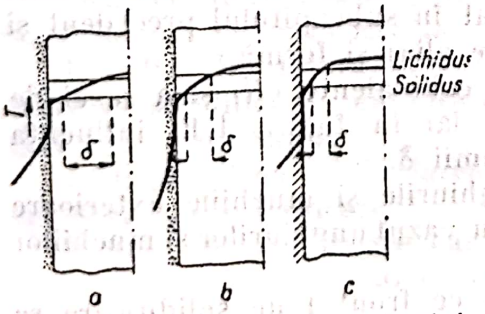


Fig. 4.38. Influenţa conductivităţii termice a formei asupra grosimii zonei bifazice a aceluiaşi aliaj:

a — formă de amestec uscată; *b* — formă crudă; *c* — formă metalică.

Scanned with OKEN Scanner

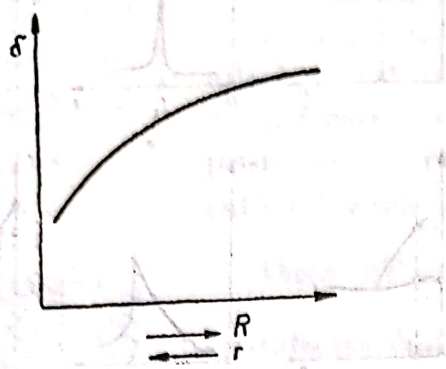


Fig. 4.39. Influența grosimii echivalente *(R)* și a razei de curbură *(r)* asupra grosimii zonei bifazice.

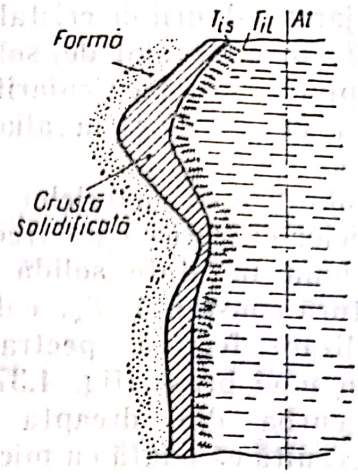


Fig. 4.40. Influența configurației piesei turnate asupra grosimii zonei bifazice.

Influența condițiilor de turnare asupra zonei bifazice. Cu cît temperatura de turnare este mai mare cu atît gradientul de temperatură pe secțiunea peretelui piesei va fi mai mic și ca urmare lățimea zonei bifazice va fi mai mare.

Cu cît punctul luat în considerare de pe secțiunea peretelui piesei se găsește mai departe de locul de alimentare (adică de alimentator) cu atît temperatura aliajului va fi mai mică și deci viteza de răcire mai mare iar valoarea lui δ mai mică.

Influența geometriei piesei turnate asupra zonei bifazice. Geometria piesei turnate își manifestă influența prin trei parametri de bază : grosimea echivalentă ; raza de curbură la îmbinările dintre pereți ; existența muchiilor interioare sau exterioare.

Cu cît grosimea echivalentă a peretelui piesei turnate este mai mare cu atît viteza de răcire a aliajului la solidificare va fi mai mică și ca urmare valoarea grosimii zonei bifazice (δ) mai mare.

Cu cît raza de curbură este mai mare cu atît valoarea lui δ va fi și ea mai mică.

Așadar valoarea lui δ este influențată direct de schimbul de căldură, deci de geometria piesei turnate, așa cum s-a arătat în subcapitolul precedent și influențează direct schimbul de căldură dintre aliaj și formă.

În figura 4.39 se arată influența grosimii echivalente (*R*) și a razei de curbură (*r*) asupra mărimii zonei bifazice δ, iar în figura 4.40 influența muchiilor interioare și exterioare asupra mărimii δ.

Grosimea zonei bifazice este mică în unghiurile și muchiile exterioare și este mare la pereții plani și deosebit de mare în cazul unghiurilor și muchiilor interioare.

Grosimea zonei bifazice crește pe măsură ce frontul de solidificare se apropie de axa termică. Din toți factorii enumerați, cei care pot fi utilizați în mod practic la reglarea zonei bifazice sînt : temperatura de turnare, temperatura formei și grosimea echivalentă a grosimii peretelui piesei turnate.

Este necesar să se arate că în cazul pieselor masive cu pereți groși care se solidifică în poziție verticală pot să apară curenți de convecție capabili

Scanned with OKEN Scanner

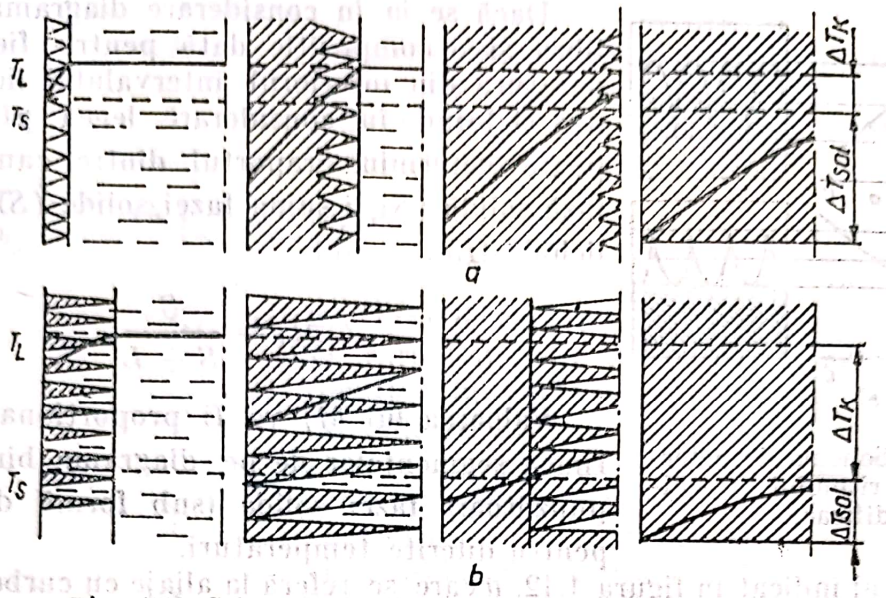


Fig. 4.41. Schemele de bază ale solidificării aliajelor.
a — $[\Delta T_k < \Delta T_{sol}]$; *b* — $[\Delta T_k > \Delta T_{sol}]$.

să topească scheletul cristalin în zona izolichidus și prin aceasta să contribuie la micșorarea grosimii zonei bifazice în mod artificial.

Grosimea zonei bifazice poate să fie uneori așa de mare încît să se extindă pe întreaga secțiune a peretelui piesei turnate.

Din acest punct de vedere există două scheme de solidificare (fig. 4.41) determinate de natura aliajului în curs de solidificare precum și de natura formelor de turnare. Limita între aceste două tipuri de solidificare reprezintă posibilitatea sau imposibilitatea existenței unei astfel de perioade de solidificare a peretelui cînd toate punctele de pe secțiunea lui au o temperatură mai mică decît temperatura lichidus și mai mare decît temperatura solidus, adică cînd zona bifazică există pe întreaga secțiune a peretelui piesei turnate.

Încadrarea aliajelor în schemele arătate în figura 4.41 este determinată de raportul dintre intervalul de cristalizare (ΔT_k) și gradientul de temperatură existent în zona solidificată la sfîrșitul procesului de solidificare (ΔT_{sol}). Intervalul de cristalizare (ΔT_k) este determinat în cea mai mare măsură de compoziția aliajului.

Gradientul de temperatură în crusta solidificată (ΔT_{sol}) este determinat în principal de proprietățile termofizice ale formei și ale aliajului.

Rezultă din figura 4.41 că în cazul aliajelor care posedă un interval mare de solidificare, tendința de formare a zonei bifazice cu dimensiuni mari este foarte probabilă.

În legătură cu solidificarea cu zonă bifazică, în practică prezintă interes și ritmul de solidificare.

Ritmul de solidificare caracterizează repartizarea proporției fazei solide în interiorul intervalului de cristalizare.

Viteza de solidificare reprezintă doar variația grosimii peretelui în timp, care în cazul pieselor tip plăci, coincide cu variația greutății fazei solide, iar în cazul pieselor cu pereți complecși nu se constată această corelație și de aceea ritmul de solidificare are o importanță deosebit de mare. În cazul acesta în apropierea curbei lichidus proporția de fază solidă este egală cu zero iar la limită corespunzătoare curbei solidus este egală cu 100%.

Scanned with OKEN Scanner

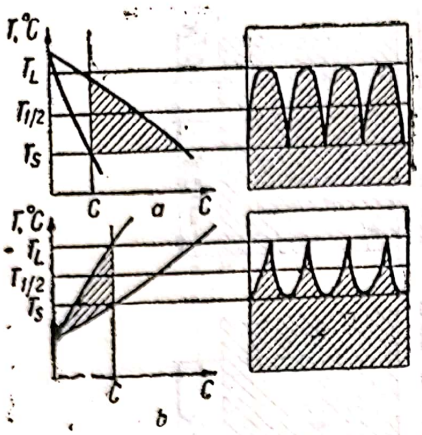


Fig. 4.42. Schema de determinare a ritmului de solidificare.

Dacă se ia în considerare diagrama de echilibru și o compoziție dată pentru fiecare temperatură din interiorul intervalului lichidus-solidus și luînd în considerare legea pîrghiilor se poate determina raportul dintre cantitatea de fază solidă (S) și suma fazei solide (S) și a fazei lichide (L) ;

$$M_t = \frac{S}{S + L}. \qquad (4.93)$$

Valoarea lui M_t va fi proporțională cu mărimea segmentelor de pe diagrama binară corespunzătoare fazei solide (sub formă de cristale) pentru diferite temperaturi.

În cazul indicat în figura 4.42, *a* care se referă la aliaje cu curbele lichidus și solidus descendente valoarea $M_t = {}^3/_4$ la jumătatea intervalului de solidificare ceea ce înseamnă că cea mai mare parte din fază solidă se separă în apropierea curbei lichidus.

În cazul figurii 4.42, *b*, corespunzător aliajelor care au curbele lichidus și solidus ascendente, valoarea $M_t = {}^1/_4$ la jumătatea intervalului de solidificare, ceea ce arată că cea mai mare parte din faza solidă se separă în apropierea curbei solidus.

Ritmul de solidificare influențează direct curbele de fluiditate zero, limita de scurgere și limita de alimentare a pieselor, în timpul solidificării.

4.2.3. ETAPELE SOLIDIFICĂRII ALIAJELOR ÎN PIESELE TURNATE

a. *Corelația dintre cristalizare și solidificare.* Viteza de formare a fazei solide $\frac{dV_s}{dt}$ în orice punct luat în considerare din peretele piesei turnate determină în final structura cristalină a aliajului în acel microvolum și reprezintă o funcție complexă de mai mulți parametri.

$$\frac{dV_s}{dt} = f\left(n,\ v_t,\ N,\ I_{ef},\ d,\ \Phi,\ \frac{d\Phi}{dt},\ p\right), \qquad (4.94)$$

în care : $n = \frac{dV}{dt}$ este viteza de formare a germenilor spontani în număr pe unitatea de volum a aliajului (n este funcție de subrăcirea aliajului).

$v_t = \frac{dr_{echiv}}{dt}$ — viteza de variație a razei echivalente a cristalului :

în care : $r_{echiv} = \frac{V}{F} = \frac{V}{c \cdot V^{2/3}}$ (V — volumul cristalului ; F — suprafața cristalului ; c — coeficient de proporționalitate ;

N — numărul de impurități active în unitatea de volum a aliajului în curs de solidificare ;

I — indicele efectiv al gradului de necorespondență al rețelei cristaline a aliajului și impurităților ;

$I = \frac{b_{al} - b_{imp}}{b_{al}}$, ($b_{al}$, b_{imp}) reprezintă parametrii geometrici ai rețelei cristaline ai aliajului și impurităților) ;

I_{ef} — acel grad de necorespondență al rețelei cristaline pe care l-ar avea un număr N de particule identice în vederea realizării în procesul de cristalizare a unui efect identic cu efectul pe care îl are numărul N de impurități reale existente cu diferite valori (b_{imp}) ;

d — cantitatea de dislocații (numărul de dislocații) tip spirală la suprafața cristalelor în creștere ;

Φ — caracteristica geometrică a formei cristalelor ;

$\frac{d\Phi}{dt}$ — viteza de variație a formei cristalului, care poate fi caracterizată de exemplu prin viteza de abatere a gradului indicelui din partea dreaptă a relației $F = c \cdot V^{2/3}$, de la valoarea $^2/_3$ care corespunde creșterii constante a cristalului ;

p — un parametru de generalizare care caracterizează rezultatul acțiunii forțelor exterioare asupra aliajului în curs de cristalizare, de exemplu : presiunea, prelucrarea cu ultrasunete, vibrarea etc.

Dacă se ia în considerare egalitatea $F = c \cdot V^{2/3}$, atunci v_l trebuie considerată ca o viteză liniară a cristalizării care asigură menținerea formei geometrice a cristalului în curs de creștere. În aceste condiții viteza liniară este funcție a gradului de subrăcire a aliajului și a cantității de dislocații care există la suprafața cristalului în curs de creștere.

Parametrii care intră în relația (4.94) se constată că reprezintă proprietățile aliajului care se solidifică sau ale condițiilor de cristalizare.

Relația (4.94) arată că viteza de formare a fazei solide $\frac{dV_s}{dt}$ depinde de subrăcirea aliajului (n, v_l), de cantitatea și proprietățile impurităților din aliaj (N, I_{ef}) de forma cristalului care se separă din aliaj și viteza schimbării acestei forme $\left(\Phi, \frac{d\Phi}{dt}\right)$, de apariția și variația densității dislocațiilor la suprafața cristalului în curs de creștere (d), precum și de existența forțelor externe care acționează asupra aliajului (p).

În timpul procesului de cristalizare cantitatea de fază solidă care se formează pe secțiunea peretelui piesei în fiecare moment luat în considerare,

Scanned with OKEN Scanner

este proporțională cu cantitatea de căldură de cristalizare care este cedată în acel moment, adică :

$$\frac{dV_s}{dt} = \frac{1}{L \cdot \rho} \cdot \frac{dQ_k}{dt}. \tag{4.95}$$

Din analiza relației (4.95) se poate trage concluzia că factorul hotărîtor care influențează procesul de cristalizare este viteza de cedare a căldurii de cristalizare iar rolul subrăcirii la un număr constant de impurități se reduce la faptul că asigură în fiecare moment un echilibru mobil între viteza de formare a fazei solide $\left(\frac{dV_s}{dt}\right)$ și viteza de cedare a căldurii de cristalizare $\left(\frac{dQ_k}{dt}\right)$.

Viteza de cedare a căldurii de cristalizare $\left(\frac{dQ_k}{dt}\right)$ poate să fie prezentată ca o diferență dintre viteza de cedare a întregii cantități de căldură $\left(\frac{dQ}{dt}\right)$ și viteza de cedare a căldurii determinată de micșorarea conținutului de căldură a aliajului la răcirea lui $\left(\frac{dQ_p}{dt}\right)$, adică :

$$\frac{dQ_k}{dt} = \frac{dQ}{dt} - \frac{dQ_p}{dt}. \tag{4.96}$$

În condițiile în care $\frac{dQ_k}{dt}$ este determinat de proprietățile termofizice ale formei de turnare sau de alți factori externi atunci valoarea subrăcirii aliajului depinde de asemenea de aceiași factori.

Pentru înțelegerea fenomenelor care au loc în procesul de cristalizare și solidificare este necesar să se cunoască gradul de subrăcire al aliajului în orice punct al peretelui piesei și pentru aceasta este necesar să se utilizeze un parametru care să reflecte schimbările nu numai legate de subrăcire ci și de toate mărimile care intră în relația (4.94).

Dacă notăm cu V_{sb}, volumul de aliaj subrăcit, atunci :

$$V_{sb} = \frac{Q_k^0}{L \cdot \rho},$$

în care Q_k^0 este cantitatea totală de căldură de cristalizare conținută în volumul subrăcit (V_{sb}).

După împărțirea relațiilor (4.94) și (4.95) la V_{sb} se obține :

$$\frac{\frac{dV_s}{dt}}{V_{sb}} = \frac{f\left(n,\ v_l,\ N,\ I_{ef},\ d,\ \Phi,\ \frac{d\Phi}{dt},\ p\right)}{V_{sb}} \tag{4.97}$$

$$\frac{\frac{dV_s}{dt}}{V_{sb}} = \frac{1}{L \cdot \rho} \frac{\frac{dQ_k}{dt}}{\frac{Q_k^0}{L \cdot \rho}} = \frac{\frac{dQ_k}{dt}}{Q_k^0}. \tag{4.98}$$

Se notează cu : $U = \frac{\frac{dQ_k}{dt}}{Q_k^0}$.

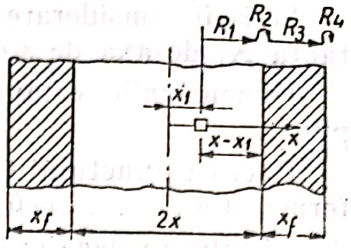


Fig. 4.43. Schema pentru determinarea căldurii de cristalizare cedată de un volum elementar de aliaj :
$2X$ — grosimea peretelui piesei ; X_f — grosimea formei.

Funcția U reprezintă o mărime relativă a gradului de subrăcire și caracterizează suficient de bine procesul de solidificare a fazei lichide.

Funcția U ține seama nu numai de subrăcirea propriu-zisă exprimată în grade ci și de alte fenomene, de exemplu, influența impurităților asupra procesului de cristalizare sau de alți parametri care intră în relația (4.94).

Funcția U care dă subrăcirea relativă și efectivă a aliajului poate fi calculată analitic pentru diferite momente și pentru diferite puncte din peretele piesei turnate care nu se solidifică în același timp.

Deci, există posibilitatea ca pe cale analitică să se traseze variația funcției U (epura funcției) pe secțiunea peretelui piesei turnate, ceea ce permite să se aprecieze desfășurarea procesului de cristalizare și solidificare a aliajului care are loc în mod diferit în diferitele zone ale peretelui piesei turnate.

Procesul de solidificare, presupune cunoașterea vitezei de deplasare spre axa termică a frontului de solidificare precum și grosimea zonei bifazice pentru fiecare moment și pentru fiecare punct din peretele piesei turnate.

Cunoașterea grosimii zonei bifazice este obligatorie, pentru că tocmai în această zonă este concentrată cea mai mare parte de fază lichidă subrăcită.

Se pornește de la valoarea subrăcirii relative U care ia în considerare echilibrul mobil (variabil) care există între cantitatea de căldură absorbită și cantitatea de căldură de cristalizare degajată, adică :

$$U = \frac{f\left(n,\ V_l,\ N,\ l_{ef},\ d,\ \Phi,\ \frac{d\Phi}{dt},\ p\right)}{V_{sb}} = \frac{\frac{dQ_k}{dt}}{Q_k^0}. \qquad (4.99)$$

După cum se vede, viteza de răcire relativă nu este identică în diferitele puncte ale peretelui piesei turnate și de aceea și structura cristalină nu este identică în aceste zone.

Valoarea funcției U variază în timp și cu poziția punctului în peretele piesei (poziția fiecărui microvolum al piesei).

Pentru determinarea epurei se ia un exemplu simplu și anume variația funcției U pe secțiunea peretelui unei piese turnate tip placă care se răcește într-o formă din amestec de formare.

Pentru trasarea funcției U este necesar să se cunoască condițiile de schimb de căldură dintre aliaj și formă și să se determine pentru fiecare moment în parte cantitatea de căldură de cristalizare $\left(\frac{dQ_k}{dt}\right)$ care este absorbită de formă.

În figura 4.43 este reprezentată o piesă tip placă cu grosimea $2X$ care are o lungime și o lățime mare și deci se poate neglija pierderea de căldură prin părțile frontale ale acestei plăci. În mod practic acest lucru se constată în cazul pieselor tip placă cu lungimea și lățimea de 6...10 ori grosimea.

Scanned with OKEN Scanner

Se ia în considerare un volum elementar cu dimensiunile dx, dy, dz la distanța X_1 de axa de simetrie a piesei turnate.

Dimensiunile volumului fiind foarte mici, acesta se poate analiza ca un punct.

Răcirea punctului este determinată de transferul de căldură spre peretele formei. Căldura transferată spre peretele formei este mai mare decît căldura de cristalizare degajată din centrul piesei în perioada de solidificare.

Procesul de cedare al căldurii din volumul elementar considerat poate fi reprezentat ca un proces care constă din patru etape.

În prima etapă, căldura din punctul considerat, trebuie să fie cedată spre suprafața piesei ; rezistența termică R_1 care trebuie să fie depășită va fi :

$$R_1 = \frac{X - X_1}{\lambda_m} = \frac{x}{\lambda_m}, \tag{4.100}$$

în care : λ_m este conductivitatea termică a metalului în curs de răcire ;

$X - X_1 = x$ — distanța de la volumul elementar luat în considerare pînă la suprafața piesei turnate.

În etapa a doua, căldura de la suprafața piesei turnate, trebuie transmisă la suprafața formei. Rezistența termică care apare în timpul transferului de căldură de la un corp la altul poate fi exprimată prin mărirea :

$$R_2 = \frac{1}{\alpha_{m-f}}, \tag{4.101}$$

în care α_{m-f} este coeficientul de transmitere a căldurii la suprafața metal-formă.

În etapa a treia, căldura de la suprafața formei trebuie transmisă în straturile exterioare ; rezistența termică a acestei etape este :

$$R_3 = \frac{X_{f.ef}}{\lambda_f}, \tag{4.102}$$

în care : $X_{f.ef}$ este distanța efectivă la care se transmite căldura în interiorul formei ;

λ_f — conductivitatea termică a materialului formei.

Mărimea $X_{f.ef}$ crește odată cu încălzirea straturilor superficiale ale formei.

În etapa a patra, căldura trebuie transmisă de la suprafața exterioară a formei în atmosferă (aceasta în cazul cînd $X_{f.2ef} = X_f$, unde X_f este grosimea totală a formei).

Rezistența termică în această etapă este :

$$R_4 = \frac{1}{\alpha_{f-e}}, \tag{4.103}$$

în care α_{f-e} este coeficientul de transmitere a căldurii la suprafața formei și mediul exterior.

În cazul turnării aliajelor în forme din amestec temporare (formă nemetalică) valorile R_1, R_2, R_3, R_4 se deosebesc foarte mult între ele :

$$\begin{aligned} R_1 &\ll R_3 \\ R_2 &\ll R_3 \\ R_4 &\to 0. \end{aligned} \tag{4.104}$$

Conductivitatea termică a aliajului este de multe ori mai mare decît conductivitatea termică a amestecului de formare ($\lambda_m \gg \lambda_f$), iar X_f din punct de vedere termic are o valoare foarte mare.

Se știe că în perioada solidificării aliajului turnat în forme, suprafața exterioară a formelor și deci a ramelor de formare practic nu se încălzește deci nu participă în procesul de schimb de căldură. Deci, forma de turnare nemetalică poate fi considerată din punct de vedere termic ca un spațiu semilimitat în care în fiecare moment $X_{f.ef} \ll X_f$ sau pentru X_f cu dimensiuni geometrice mici din punct de vedere termic, posedă o mărime importantă a rezistenței termice și deci $R_1 \ll R_3$ și $R_4 \to 0$.

Contactul dintre aliajul lichid și amestecul de formare în cele mai multe cazuri este foarte bun, ceea ce determină ca $R_2 \ll R_3$.

Pornind de la relația (4.104), se pot considera valorile R_1 și R_2 foarte mici în comparație cu valoarea R_3 iar valoarea $R_4 = 0$, cu alte cuvinte se poate considera că schimbul de căldură dintre piesa turnată și formă este determinat numai de proprietățile termofizice ale materialului de formare, sau cantitatea de căldură care este transmisă de către piesa turnată în fiecare moment este determinată de cantitatea de căldură capabilă să fie absorbită de forma de turnare.

Așadar, intensitatea de încălzire a formei de turnare este infinit de mare. Intensitatea proceselor de schimb de căldură se caracterizează prin criteriul Biot :

$$Bi = \frac{\alpha}{\lambda} X, \tag{4.105}$$

în care : α este coeficientul de transmitere a căldurii la suprafața aliaj-formă, în $W/m^2 \cdot K$;

λ — conductivitatea termică a formei, în $W/m \cdot K$;

X — grosimea caracteristică a corpului, în m.

Criteriul Biot poate fi scris și sub forma :

$$Bi = \frac{\frac{X}{\lambda}}{\frac{1}{\alpha}}. \tag{4.106}$$

În această formă criteriul *Bi* poate fi considerat ca o mărime care caracterizează raportul rezistențelor termice întîlnite în cazul fluxului de căldură în interiorul piesei în curs de răcire precum și la suprafața piesei.

Intensitatea de încălzire a formei poate fi caracterizată prin relația :

$$Bi = \frac{\frac{X_f}{\lambda_f}}{\frac{1}{\alpha}} = \frac{R_3}{R_2} \to \infty, \tag{4.107}$$

Scanned with OKEN Scanner

iar intensitatea de răcire a piesei turnate reprezintă o mărime variabilă :

$$Bi = \frac{\frac{X}{\lambda}}{\frac{1}{\alpha}} = \frac{R_1}{R_2} = var. \tag{4.108}$$

Valoarea infinit de mare a criteriului Biot care caracterizează intensitatea de încălzire a formei permite să se determine cantitatea de căldură care poate fi absorbită în fiecare moment, folosind relația criterială din termotehnică corespunzătoare cazului $Bi = \infty$, se poate scrie :

$$\frac{Q}{Q_0} = m \cdot F_0^{1/2}, \tag{4.109}$$

în care : Q este cantitatea de căldură absorbită de corpul în curs de încălzire în timpul t, în J ;

Q_0 — cantitatea de căldură necesară a fi absorbită de corp în vederea încălzirii pînă la temperatura sursei de căldură, în J;

m — coeficientul lui *Newton* (în cazul unei suprafețe plane între corpurile în curs de răcire și încălzire $m = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \approx 1{,}13$; aceeași valoare a lui m poate fi luată și pentru alte suprafețe de separație cu condiția ca $\frac{Q}{Q_0} \leqslant \frac{1}{3}$;

F_0 — criteriul *Fourier*.

$$F_0 = \frac{a \cdot t}{X^2}; \tag{4.110}$$

în care : a este coeficientul de difuzivitate termică, în m^2/s ;

t — timpul, în s ;

X — dimensiunea caracteristică a corpului, în m.

Relația (4.109) este scrisă sub formă criterială și poate fi folosită pentru toate corpurile care se încălzesc și se răcesc cu condiția ca $Bi = \infty$.

În cazul formei de turnare, relația (4.109) poate fi scrisă :

$$\frac{Q_f}{Q_f^0} = m \cdot F_{0f}^{1/2}. \tag{4.111}$$

Parametrii cu indicii f se referă la forma de turnare, iar cei care se referă la piesa turnată sau la întreg sistemul (de exemplu coeficientul de transmitere a căldurii la suprafața de contact aliaj-formă) vor fi fără indici.

Transformînd relația (4.111) se obține :

$$Q_f = \frac{2}{\sqrt{\pi}} Q_f^0 \sqrt{\frac{\lambda_f}{c_f \rho_f}} \frac{\sqrt{t}}{X_f}, \tag{4.112}$$

în care : $Q_f = V_f \cdot c_f \cdot \rho_f (T_m - T_{i.f})$, iar : V_f este volumul total al formei. (4.113)

Scanned with OKEN Scanner

Introducînd o altă scară de temperaturi (scara 0) care ține seama de temperatura inițială a formei, rezultă :

$$\begin{aligned} \theta &= T - T_{i.f}, \text{ temperatura curentă ;} \\ \theta_s &= T_s - T_{i.f}, \text{ temperatura solidus ;} \\ \theta_l &= T_l - T_{i.f}, \text{ temperatura lichidus ;} \\ \theta_{i.f} &= T_{i.f} - T_{i.f} = 0, \text{ temperatura inițială a formei.} \end{aligned} \tag{4.114}$$

Folosind scara θ de temperatură, relația (4.112) se transformă în :

$$Q_f = \frac{2}{\sqrt{\pi}} F \cdot b_f \cdot \theta \cdot \sqrt{t} \tag{4.115}$$

în care : $F = \dfrac{V}{X_f}$ este aria suprafeței de contact aliaj-formă ;

b_f — coeficientul de acumulare a căldurii de către forma de turnare și este :

$$b_f = \sqrt{\lambda_f \cdot c_f \cdot \rho_f}. \tag{4.116}$$

Relația (4.115) este aceeași cu relația (4.80) determinată din ecuația conductivității termice. Mărimile V_f și X_f din relația (4.115) nu sînt constante sau cu alte cuvinte volumul și grosimea stratului de amestec de formare din formă care participă în procesul de schimb de căldură nu vor fi constante. Temperatura acestuia se mărește în timp pînă la $T > T_{i.f}$ sau pînă la $\theta > 0$.

Valoarea funcțiilor $V_f = f(t)$ și $X_f = f(t)$ variază în mod egal în timp și deci raportul $\dfrac{V_f}{X_f}$ în cazul unei piese tip placă rămîne constant, adică aria suprafeței de contact, $F = \text{const}$.

Relația (4.115) arată că, cantitatea de căldură absorbită de forma de turnare este proporțională cu rădăcina patrată a timpului, deci viteza de transmitere a căldurii de la piesa turnată spre formă nu este o mărime constantă. Această viteză poate fi găsită efectuînd diferențierea ecuației (4.115) în funcție de timp :

$$\frac{dQ}{dt} = \frac{F \cdot b_f \cdot \theta}{\sqrt{\pi}\sqrt{t}} \tag{4.117}$$

Din relația (4.117) rezultă că, viteza de transmitere a căldurii de la piesa turnată spre peretele formei este invers proporțională cu rădăcina patrată din timp ($\sqrt{t}$), ceea ce corespunde conținutului fizic al procesului de transmitere a căldurii.

Într-adevăr, la începutul perioadei de schimb de căldură forma de turnare posedă o capacitate mare de absorbție a căldurii deci se transmite o cantitate mare de căldură, ceea ce determină încălzirea straturilor superficiale ale formei. Pe măsură, însă, ce aceste straturi se încălzesc, căldura absorbită de formă trebuie transmisă spre zonele exterioare ale acesteia, ori acestui mod de transmitere a căldurii i se opune rezistența termică mare a amestec-

culul de formare, deoarece prezintă o conductivitate scăzută. Aşadar, căldura transmisă de piesa turnată variază în mod neuniform în timp şi ea va fi în primele 0,1 h tot atît de mare ca în următoarele 0,3 h.

Din relaţia (4.117) se poate determina coeficientul de transmisie a căldurii la suprafaţa de contact aliaj-formă, folosind condiţia limită de gradul trei, dată de relaţia :

$$dQ = \alpha \cdot \theta \cdot F \cdot dt, \tag{4.118}$$

în care : α este coeficientul de transmitere a căldurii care caracterizează cantitatea de căldură transmisă în unitatea de timp pe unitatea de suprafaţă de la corpul cald (piesa turnată) la corpul rece (formă de turnare), în $W/m^2 \cdot K$;

θ — diferenţa de temperatură luată în considerare, în K ;

F — aria suprafeţei de schimb de căldură, în m^2.

Din relaţia (4.118) rezultă :

$$\alpha = \frac{1}{F \cdot \theta} \frac{dQ}{dt}. \tag{4.119}$$

Luînd în considerare şi relaţia (4.117) se obţine :

$$\alpha = \frac{b_f}{\sqrt{\pi}\sqrt{t}} \tag{4.120}$$

Valoarea α poate fi utilizată cu suficientă aproximaţie pentru toate etapele de răcire ale piesei turnate, adică pentru toate etapele caracterizate prin diferite temperaturi la suprafaţa piesei turnate.

Cunoscînd cantitatea de căldură absorbită de formă în diferite perioade şi coeficientul de transmitere a căldurii la suprafaţa de contact aliaj-formă se poate determina funcţia U pentru diferite puncte (straturi) din peretele piesei turnate tip placă.

Un interes deosebit pentru determinarea epurei funcţiei U îl reprezintă acea valoáre care caracterizează condiţiile de cristalizare care au loc în anumite puncte ale piesei turnate.

Ţinînd seama că, cristalizarea diferitelor straturi din peretele piesei turnate are loc în perioade de timp diferite, rezultă că aceasta nu reprezintă o caracteristică a variaţiei funcţiei U pe secţiunea peretelui piesei.

Este necesar să fie determinată epura funcţiei U astfel încît fiecare punct al acesteia care corespunde unuia sau altuia din straturile peretelui piesei turnate să reflecte valoarea lui U în care acest strat se găseşte în stadiul cristalizării.

Funcţia (4.99) care determină valoarea U pentru piesa turnată tip placă poate fi transformată astfel :

$$U = \frac{\frac{dQ_k}{dt}}{Q_k^0} = \frac{\frac{dQ_k}{dt} \cdot \frac{1}{F}}{V_{sb} L\rho \cdot \frac{1}{F}} = \frac{\frac{dq_k}{dt}}{v_{sb} L\rho} = \frac{\frac{dq_k}{dt}}{L\rho(s\tau\delta + \varepsilon)} \tag{4.121}$$

în care : F este suprafața de contact între piesa turnată și formă, în m^2 ;

$\frac{dq_k}{dt} = \frac{dQ_k}{dt}\frac{1}{F}$ — viteza de cedare a căldurii de cristalizare raportată la 1 m^2 de suprafață de contact a piesei cu forma, în $J/m^2 \cdot h$ sau W/m^2 ;

V_{sb} — cantitatea de aliaj lichid subrăcit care există în momentul luat în considerare în piesa turnată, în m^3 ;

$Q_k^0 = L \cdot \rho \cdot V_{sb}$, în care $L \cdot \rho$ este căldura de cristalizare a unității de volum, în J/m^3 ;

Q_k — căldura de cristalizare conținută parțial în volumul de lichid subrăcit (V_{sb}), în J ;

$v_{sb} = V_{sb} \cdot \frac{1}{F}$ — cantitatea de lichid subrăcit conținut în piesa turnată raportat la unitatea de suprafață, în m^3/m^2 ;

δ — grosimea zonei bifazice care există în peretele piesei în momentul dat, în m ;

s_τ — volumul relativ (exprimat în părți) ocupat de lichidul subrăcit în zona bifazică ;

ε — grosimea stratului de lichid subrăcit în contact cu frontul cristalelor în curs de creștere (în contact cu limita sau suprafața interioară a zonei bifazice), în m.

În figura 4.44 este prezentată schema de calcul a cantității de fază lichidă subrăcită care se găsește în interiorul peretelui piesei în curs de solidificare.

Zona bifazică are în momentul luat în considerare lățimea δ. În această zonă se găsește atît fază lichidă cît și fază solidă. Proporția de fază lichidă în zona bifazică este determinată de valoarea s_τ ($0 < s_\tau < 1$).

Așadar, cantitatea totală de lichid subrăcit v_{sb}, raportată la unitatea de suprafață a piesei turnate în fiecare moment este : $v_{sb} = (s_\tau \delta + \varepsilon)$.

Pentru metale pure și aliajele eutectice care nu posedă zonă bifazică ($\delta = 0$), deci :

$$U = \frac{\frac{dq_k}{dt}}{L\rho\varepsilon}. \qquad (4.122)$$

Valoarea lui ε este o funcție de viteza de cedare a căldurii. Ea crește în primul rînd la o valoare mică a lui b_f ceea ce determină și o valoare redusă a lui $\alpha = \frac{b_f}{\sqrt{\pi}\sqrt{t}}$.

În cazul unei solidificări în volum cu viteză foarte mică deci în condițiile cînd $\frac{dq_k}{dt} \to 0$, teoretic $\varepsilon = X \cdot s_\tau$ (unde s_τ

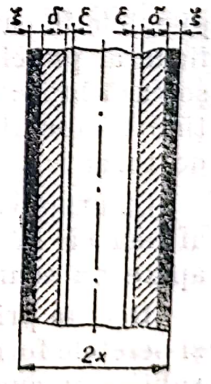


Fig. 4.44. Schema de calcul a fazei lichide subrăcite din interiorul peretelui piesei turnate.

este fracția de lichid în stare subrăcită care se solidifică concomitent pe întreaga grosime a peretelui piesei).

În cazul cristalizării aliajelor cu interval de solidificare $(T_l - T_s)$ ambii termeni cuprinși în paranteza din dreapta a relației (4.121) pot să aibă o importanță mare.

În cazul unor intervale de cristalizare mari (mai mari de 4...6°C) și în cazul absenței unor condiții speciale de solidificare volumetrică, valoarea ε în comparație cu valoarea $s_\tau\ \delta$ este foarte mică și poate fi neglijată, în acest caz :

$$U = \frac{\frac{dq_k}{dt}}{L\rho s_\tau \delta}. \qquad (4.123)$$

În continuare se arată procesul de solidificare a unui aliaj tip soluție solidă care are un interval de solidificare mare (>6°). Acest caz este tipic pentru toate compozițiile de aliaje utilizate la turnarea pieselor.

b. *Etapele procesului de solidificare.* Pentru determinarea cîmpului de temperatură în peretele piesei turnate se ține seama de faptul că procesul de solidificare a aliajului în peretele piesei turnate în condiții reale reprezintă în cele mai multe cazuri un proces care se desfășoară în mai multe etape.

Procesul de solidificare al aliajului poate fi împărțit în patru etape.

Etapa I. Această etapă caracterizează solidificarea aliajului în timpul turnării și curgerii acestuia prin cavitatea formei și în primele momente după terminarea turnării. Pentru calculul cîmpului de temperatură în această etapă se ține seama de faptul că la valori foarte mici a lui t, mărimea $\alpha = \frac{b_f}{\sqrt{\pi}\sqrt{t}}$ este foarte mare (pentru $t \to 0$, $\alpha \to \infty$).

Ca urmare rezistența termică $R_2 = \frac{1}{\alpha}$ este cu mult mai mică decît rezistența termică $R_1 = \frac{X - X_1}{\lambda} = \frac{x}{\lambda}$ și aceasta este valabilă pentru toate punctele în care X_1 nu este apropiat de X. De aici rezultă că în stratul superficial al piesei turnate $X - X_1 \to 0$ și că în acest strat temperatura se micșorează brusc în timp ce în toate celelalte straturi ale peretelui piesei se menține temperatura de supraîncălzire corespunzătoare momentului de sfîrșit de turnare.

Ca urmare, în cazul pieselor turnate cu grosimea mare de perete, se poate afirma că în zona cu lichid supraîncălzit apar curenți de convecție și deci apare un schimb de căldură convectiv.

Deci în primul moment ($t \to 0$) de contact instantaneu dintre aliajul lichid și peretele formei în toate piesele turnate ar urma să se formeze o crustă solidă subțire precum și un foarte îngust strat de zonă bifazică care vine în contact cu crusta subțire solidificată.

Grosimea totală a stratului care participă în procesul de schimb de căldură atinge o mărime oarecare egală cu x_f.

Etapa II. În timpul desfășurării etapei I valorile rezistențelor termice R_1 și R_2 la început sînt apropiate și apoi $R_1 = R_2$ iar după o perioadă de timp $R_1 < R_2$.

Scanned with OKEN Scanner

Această inversare a valorii rezistenței termice este determinată de creșterea rapidă a valorii $R_2 = \frac{1}{\alpha} = \frac{\sqrt{\pi}\sqrt{t}}{b_f}$ și deci este determinată de creșterea $\sqrt{t}$.

În momentul în care $R_1 = R_2$ se termină etapa I de solidificare și începe etapa a II-a de solidificare.

Etapa a II-a de solidificare se caracterizează prin următoarele:

— egalizarea temperaturii pe secțiunea peretelui piesei turnate prin diminuarea sau chiar eliminarea gradientului de temperatură care a apărut în etapa I de solidificare;

— uniformizarea temperaturii pe secțiunea peretelui piesei turnate este determinată de mișcarea convectivă a fazei lichide din interiorul peretelui;

— stratul solidificat în etapa I cu grosimea x_I poate să se topească parțial sau chiar total și aceasta datorită micșorării gradientului de temperatură pe grosimea x_I, ca urmare a micșorării temperaturii la suprafața interioară de contact solid-lichid și pe seama măririi temperaturii la suprafața exterioară de contact piesă-formă;

În etapa a II-a are loc creșterea temperaturii la suprafața piesei turnate, în momentul contactului instantaneu dintre aliajul lichid și peretele rece al formei ($x \to \infty$).

În momentele imediat următoare temperatura de contact (θ_c) începe să crească pînă atinge o valoare oarecare care în cazul retopirii crustei formate în etapa I este foarte apropiată de temperatura masei de metal care se găsește în întreg volumul peretelui piesei turnate.

Prin retopirea parțială a crustei solidificate în etapa I, proces care are loc în cazul pieselor cu grosime nu prea mare de perete și în cazul aliajelor turnate cu grad mic de supraîncălzire, temperatura de contact (θ_c) poate să fie mai mică decît temperatura solidus (θ_s), adică $\theta_c < \theta_s$.

Etapa a II-a a procesului de solidificare se desfășoară pînă în acel moment pînă cînd în axa termică a peretelui piesei turnate continuă mișcarea de convecție capabilă să egalizeze temperatura aliajului pe secțiunea peretelui.

În etapa a II-a are loc o micșorare a gradientului de temperatură pe secțiunea peretelui piesei sau eliminarea totală a acestui gradient. Toate punctele situate la o distanță diferită de suprafața formei, practic, au aceeași temperatură; acest fapt poate fi înțeles dacă se ia în considerare valoarea conductivității efective (λ_{ef}) a aliajului în perioada convecției.

Se știe că λ_{ef} este de cîteva ori mai mare decît conductivitatea reală luată în considerare în cazul schimbului de căldură conductiv, așadar, rezistența termică $R_1 = \frac{x}{\lambda_{ef}}$ va fi foarte mică, iar $\lambda_{ef} \geqslant 10\lambda$.

Etapa III. În această etapă a procesului de solidificare, viscozitatea aliajului din interiorul peretelui piesei se mărește simțitor și prin aceasta transferul sau mișcarea convectivă a aliajului devin imposibile, ca urmare încetează transferul de căldură datorită convecției, iar valoarea conductivității efective se micșorează brusc și deci viteza de transfer de căldură de la axa termică spre crusta solidificată se micșorează brusc.

În această etapă poate să aibă loc numai un schimb de căldură conductiv. În aceste condiții la suprafața formei sau în cazul menținerii crustei deja

solidificată X_{II}, la suprafața crustei începe din nou procesul de creștere a grosimii fazei solide și deci începe deplasarea frontului de solidificare spre axa termică a peretelui piesei. Încetarea mișcării de convecție în aliajul lichid se presupune că are loc atunci cînd în faza lichidă apar 6...8% cristalite solide.

Temperatura de apariție a cristalitelor solide în cantitate de 6...8% se notează cu θ_s și este arătată în figura 4.45.

Se poate scrie :

$$\frac{C_a - C_s}{C_l - C_a} = \frac{92}{8}, \qquad (4.124)$$

în care C_s, C_l, C_a sînt concentrațiile corespunzătoare a componentului B în faza solidă, lichidă corespunzătoare temperaturii θ_s și cea medie a aliajului.

În etapa a III-a a procesului de cristalizare peretele piesei turnate aproape pe întreaga secțiune are o temperatură inițială egală cu θ_s. Schimbul de căldură se face prin conductivitate și ca urmare solidificarea se deplasează treptat, de la periferia piesei spre axa termică, situație care nu a existat în etapa a II-a de solidificare cînd curenții de convecție schimbau total condițiile de solidificare.

În figura 4.46 se arată variația cîmpului de temperatură pe secțiunea peretelui piesei turnate în procesul solidificării și răcirii ($\theta = T - T_{i.f}$).

Curba *1*, indică începutul etapei a III-a de solidificare, iar curba *3*, sfîrșitul acestei etape.

Deci, în etapa a III-a piesa poate fi privită ca un corp semilimitat, deoarece în fiecare moment din această perioadă de solidificare cîmpul de temperatură este determinat numai de dimensiunile geometrice ale piesei turnate și de grosimea stratului solidificat care vine în contact cu peretele formei.

Schimbul de căldură dintre piesă și o formă semilimitată se desfășoară pe baza legilor termofizice, conform cărora temperatura la suprafața de contact rămîne constantă, iar intensitatea procesului de schimb de căldură caracterizată prin criteriul *Biot* rămîne de asemenea constantă.

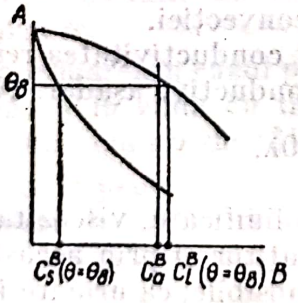


Fig. 4.45. Schema pentru determinarea temperaturii θ_s corespunzătoare separării de 8% fază solidă.

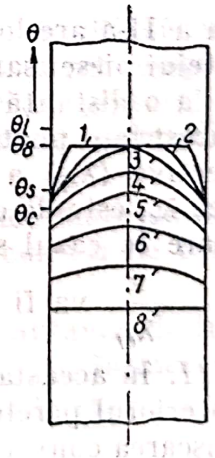


Fig. 4.46. Variația temperaturii pe secțiunea peretelui în timpul procesului de solidificare și răcire.

solidificată X_{II}, la suprafața crustei începe din nou procesul de creștere a grosimii fazei solide și deci începe deplasarea frontului de solidificare spre axa termică a peretelui piesei. Încetarea mișcării de convecție în aliajul lichid se presupune că are loc atunci cînd în faza lichidă apar 6...8% cristalite solide.

Temperatura de apariție a cristalitelor solide în cantitate de 6...8% se notează cu θ_s și este arătată în figura 4.45.

Se poate scrie :

$$\frac{C_a - C_s}{C_l - C_a} = \frac{92}{8}, \qquad (4.124)$$

în care C_s, C_l, C_a sînt concentrațiile corespunzătoare a componentului B în faza solidă, lichidă corespunzătoare temperaturii θ_s și cea medie a aliajului.

În etapa a III-a a procesului de cristalizare peretele piesei turnate aproape pe întreaga secțiune are o temperatură inițială egală cu θ_s. Schimbul de căldură se face prin conductivitate și ca urmare solidificarea se deplasează treptat, de la periferia piesei spre axa termică, situație care nu a existat în etapa a II-a de solidificare cînd curenții de convecție schimbau total condițiile de solidificare.

În figura 4.46 se arată variația cîmpului de temperatură pe secțiunea peretelui piesei turnate în procesul solidificării și răcirii ($\theta = T - T_{i.f}$).

Curba *1*, indică începutul etapei a III-a de solidificare, iar curba *3*, sfîrșitul acestei etape.

Deci, în etapa a III-a piesa poate fi privită ca un corp semilimitat, deoarece în fiecare moment din această perioadă de solidificare cîmpul de temperatură este determinat numai de dimensiunile geometrice ale piesei turnate și de grosimea stratului solidificat care vine în contact cu peretele formei.

Schimbul de căldură dintre piesă și o formă semilimitată se desfășoară pe baza legilor termofizice, conform cărora temperatura la suprafața de contact rămîne constantă, iar intensitatea procesului de schimb de căldură caracterizată prin criteriul *Biot* rămîne de asemenea constantă.

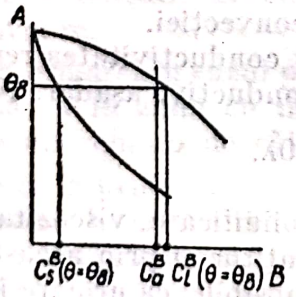


Fig. 4.45. Schema pentru determinarea temperaturii θ_s corespunzătoare separării de 8% fază solidă.

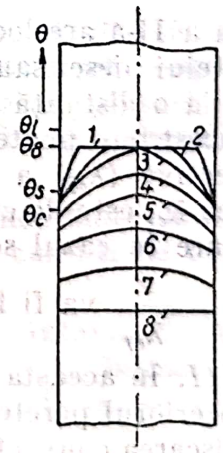


Fig. 4.46. Variația temperaturii pe secțiunea peretelui în timpul procesului de solidificare și răcire.

Scanned with OKEN Scanner

Temperatura de contact (θ_{c3}) care se stabilește în etapa a III-a (pentru $t = t_{2-3}$) se determină cu relațiile :

$$\frac{T_8 - Tc_3}{Tc_3 - T_{t.f}} = \frac{b_f}{b_m}, \tag{4.125}$$

sau :

$$\frac{(T_8 - T_{tf}) - (Tc_3 - T_{t.f})}{Tc_3 - T_{tf}} = \frac{b_f}{b_m}, \tag{4.126}$$

sau :

$$\frac{\theta_8 - \theta_{c_3}}{\theta_{c_3}} = \frac{b_f}{b_m} \tag{4.127}$$

de unde rezultă :

$$\theta c_3 = \theta_8 \frac{b_m}{b_m + b_f}, \tag{4.128}$$

în care b_m este coeficientul de acumulare a căldurii de către metalul care se toarnă ($b_m = \sqrt{c \cdot \lambda \cdot \rho}$).

Deci, în timpul etapei a III-a de solidificare, procesul de creștere și de deplasare a frontului de solidificare are loc în trepte (în straturi).

Apariția fazei solide în cantitate de pînă la 8% poate fi explicată pe baza a mai multor procese și anume :

— coborîrea cristalitelor solide mai grele și ridicării porțiunilor de aliaj lichid în peretele piesei turnate ;

— fragmentarea dendritelor columnare apărute în etapa a II-a ;

— spălarea vîrfurilor acestor dendrite ;

— apariția în timpul răcirii a cristalitelor solide pînă la θ_8.

Etapa a III-a de solidificare se caracterizează prin absența curenților de convecție și printr-o solidificare în straturi de la periferia piesei spre axa termică, aceste procese sînt confirmate de două fenomene :

— primul este așa-numita întîrziere a lichidului (fig. 4.47) constată în timpul măsurării temperaturii cu ajutorul termocuplului ; pe curba de răcire se constată un palier asemănător cu cel obținut la aliajele eutectice, dar aici este vorba de o întîrziere (inflexiune) corespunzătoare lichidusului ;

— al doilea îl constituie apariția conului de depunere la baza lingoului constituit din cristalite mai sărace în elemente de aliere. Acest con de depunere (fig. 4.48) este o formă a segregației zonale. Evident că depunerea cris-

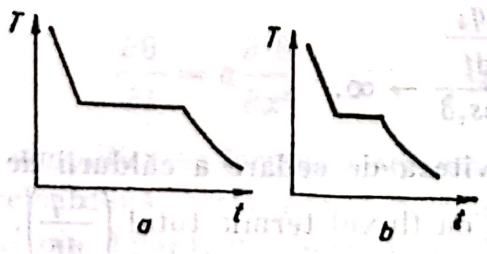


Fig. 4.47. Întîrzierea lichidusului la diferite distanțe de centrul peretelui piesei.

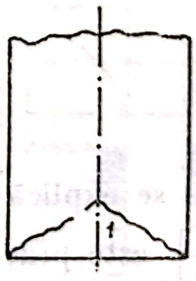


Fig. 4.48. Apariția conului de depunere (de segregație) la baza lingoului.

Scanned with OKEN Scanner

talitelor cu densitate mai mare corespunzător *legii lui Stokes*, poate să se desfăşoare numai în cazul cînd lipsesc curenţii de convecţie, deci în perioada a treia de solidificare.

Forma conică a acestei zone de segregare exprimă tocmai faptul că în axa termică a peretelui piesei turnate se menţine o durată mai mare de timp şi deci decantarea particulelor solide are loc şi ea mai mult timp, iar în celelalte părţi ale lingoului această perioadă este mai mică şi deci înălţimea este mai mică cu cît porţiunea este mai depărtată de axa lingoului.

Afirmaţia prezentată uneori în literatură că zona de segregaţie conică (conul de la picior) se formează tocmai ca urmare a curenţilor de convecţie este puţin probabilă întrucît aliajele supraîncălzite capabile să se deplaseze prin convecţie au întotdeauna o temperatură destul de ridicată care să conducă la topirea şi la amestecarea intimă a cristalitelor în fază lichidă.

În etapa a III-a de solidificare, coexistă alături de crusta solidă, zona bifazică şi o zonă cu aliaj lichid care conţine o cantitate mică de cristalite în suspensie, deci ea poate fi considerată practic ca o fază lichidă.

Deci, în etapa a III-a de solidificare, coexistă toate cele trei zone : zona solidă, zona bifazică şi zona lichidă cu cristalite în suspensie.

Etapa IV, de solidificare conform figurii 4.46 corespunde curbelor *3*, *4*, *5*. În această etapă datorită schimbului de căldură intens care are loc între aliajul lichid şi crusta solidificată, temperatura începe să se micşoreze treptat şi deci această etapă de solidificare se caracterizează prin absenţa fazei lichide pure în axa termică şi prin prezenţa a două zone, zona solidă şi zona bifazică în care procesul de cristalizare continuă.

În această etapă are loc nu numai micşorarea temperaturii dar şi o micşorare a pantei curbelor de răcire, ele devenind tot mai puţin înclinate ; aceasta corespunde situaţiei în care zonele din axa termică a peretelui piesei turnate se răcesc mai repede decît porţiunile de la periferie. Ca urmare, în etapa a IV-a peretele piesei turnate nu poate fi considerat ca un corp semilimitat şi intensitatea procesului de răcire a piesei (criteriul Biot) nu este o mărime constantă.

Etapa a IV-a de solidificare se termină atunci cînd în axa termică a peretelui piesei turnate, aliajul se răceşte pînă la temperatura solidus (θ_s) şi în acest moment dispare zona bifazică şi toată piesa este solidificată.

c. *Determinarea variaţiei subrăcirii relative pe secţiunea piesei turnate.* Subrăcirea relativă în peretele piesei turnate este determinată de valoarea funcţiei U.

În etapa I, valoarea funcţiei U va fi foarte mare

$$U_I = \frac{\frac{dq_k}{dt}}{L\rho s_\tau \delta} \to \infty. \qquad (4.129)$$

Aceasta se explică prin aceea că viteza de cedare a căldurii de cristalizare $\left(\frac{dq_k}{dt}\right)_I$ este practic proporţional cu fluxul termic total $\left(\frac{dq}{dt}\right)$, care la începutul procesului de solidificare este de asemenea mare :

$$\alpha_{t\to 0} = \frac{b_f}{\sqrt{\pi}\sqrt{0}} \to \infty ; \frac{dq}{dt} = \alpha \cdot 0 \to \infty.$$

Scanned with OKEN Scanner

În același timp valoarea lui δ este foarte mică ($\delta \to 0$). Deci, în perioada de contact instantaneu a stratului de aliaj lichid cu pereții formei, avem :

$$U_I = \frac{\infty}{0} \to \infty.$$

În etapa a II-a pentru determinarea valorii funcției U se pornește de la faptul că în această etapă nu mai are loc nici-o creștere a stratului solidificat și din contră are loc retopirea acestuia. Deci, în această perioadă nu se degajă nici-o cantitate de căldură de cristalizare, ci din contră se consumă, conform relației :

$$\left(\frac{dq_k}{dt}\right)_{II} > 0, \tag{4.130}$$

deci, valoarea funcției U va fi negativă, deoarece :

$$U_{II} = \frac{\frac{dq_k}{dt}}{L\rho s_\tau \delta} = \frac{+}{-} < 0. \tag{4.131}$$

În etapa a III-a, pentru determinarea valorii funcției U, se pornește de la faptul că în această etapă are loc un schimb de căldură conductiv.

În procesul de schimb de căldură sînt antrenate treptat, straturile de aliaj din peretele piesei turnate, începînd de la suprafață spre axa termică. La sfîrșitul etapei a III-a de solidificare zona bifazică atinge axa termică.

Etapa a III-a de solidificare se caracterizează prin :

$$Bi_3 = const\,;$$
$$\theta c_3 = const.$$

În figura 4.49 se arată schema care permite să se determine cîmpul de temperatură al peretelui piesei turnate la un moment dat t.

Din figura 4.49 rezultă că la un moment dat t, luat în considerare, grosimea stratului solidificat este X_t ; iar între aceste două straturi de la periferia peretelui piesei există o fază lichidă cu capacitate mare de curgere cu temperatura $\theta = \theta_8$.

Grosimea stratului X_t este luat în considerare ca originea coordonatelor $x - \theta$.

Coordonata x se calculează pornind de la suprafața interioară a stratului solidificat spre suprafața piesei turnate.

Repartizarea temperaturii în stratul X_t se determină cu ajutorul *ecuației lui Fourier* :

$$\frac{\partial \theta}{\partial t} = a\frac{\partial^2 \theta}{\partial x^2}. \tag{4.132}$$

Pentru simplificarea formulei, se însumează grosimea celor două straturi ($\xi + \delta = X_t$) eliminîndu-se din bilanț, grosimea fazei lichide conform figurii 4.49,*b* și astfel se obține un corp cu două straturi solide și un strat bifazic în interior.

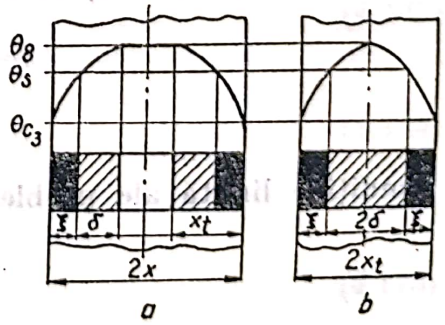


Fig. 4.49. Schema de calcul a cîmpului de temperatură în etapa a III-a de solidificare.

Pentru acest corp se poate folosi soluția ecuației lui Fourier care se utilizează în cazul răcirii simetrice.

Soluția ecuației Fourier, în acest caz este :

$$\theta = \sum_{i=1}^{i=\infty} K_i e^{-n_i^2 at} \cos(n, x), \tag{4.133}$$

în care : θ este temperatura dintr-un punct oarecare din peretele piesei turnate ;

K_i, n_i — coeficienți ai termenilor i ;

a — coeficient de difuzivitate termică ;

t — timpul.

Se va lua în considerare cîmpul de temperatură pentru momentul $t > t_{2-3}$; ținînd seama că t_{2-3} se deosebește mult de zero atunci se poate utiliza numai primul termen din relația (4.133) :

$$\theta = Ke^{-n^2 at} \cos(n, x). \tag{4.134}$$

Deoarece, suma grosimii stratului solidificat și a stratului bifazic este $2\xi + 2\delta = 2X_t$, rezultă necesitatea utilizării relației (4.134) separat pentru fiecare zonă folosind în toate cazurile condițiile limită ale soluției.

În cazul calculului cîmpului de temperatură pentru zona centrală cu grosimea 2δ, trebuie să se țină seama de degajarea căldurii de cristalizare în timpul solidificării.

În exemplul dat se presupune că, căldura de cristalizare se degajă în mod uniform în timpul răcirii aliajului de la θ_l la θ_s. În cazul cînd acest lucru nu are loc (de exemplu în cazul aliajelor eutectice) calculul se complică și se folosește o metodă (după *Veinik*), astfel :

$$c_{ef} = c + \frac{0{,}92L}{\Delta_1} = c + \frac{L_1}{\Delta_1}, \tag{4.135}$$

în care : c_{ef} este căldura specifică efectivă care ține seama de degajarea căldurii de cristalizare, în J/kg·K ;

c — căldura specifică reală a aliajului, în J/kg·K ;

L — căldura de cristalizare, în J/kg ;

$L_1 = 0{,}92L$ (întrucît 0,08 din aliaj s-a cristalizat pînă la începerea etapei a treia) ;

$\Delta_1 = \theta_s - \theta_s$ — intervalul de temperatură în care se degajă căldura de cristalizare.

Deci, în relația (4.134) în locul lui a intervine a_{ef} :

$$a_{ef} = \frac{\lambda}{\left(C + \frac{L_1}{\Delta_1}\right)\rho}. \tag{4.136}$$

Condițiile limită ale problemei pot fi formulate astfel :

$$\theta_{x=\iota} = \theta_s \tag{4.137}$$

$$\theta_{x=\delta} = \theta_s \tag{4.138}$$

$$\lambda_1 \left[\frac{d\theta}{dx}\right]_{x=\delta}^{I} = \lambda_2 \left[\frac{d\theta}{dx}\right]_{x=\delta}^{II}, \tag{4.139}$$

Scanned with OKEN Scanner

în care: $\lambda_1\left[\frac{d\theta}{dx}\right]^{I}_{x=\delta}$ este fluxul de căldură la limita exterioară a zonei interioare bifazice;

$\lambda_2\left[\frac{d\theta}{dx}\right]^{II}_{x=\delta}$ — fluxul de căldură la limita interioară a stratului solidificat.

Ținînd seama de relația (4.137) se obține:

$$\theta_8 = K \cdot e^{-n_I^2 \cdot a_{ef} \cdot t} \cos(n_I, 0);$$

$$\theta_8 = K \cdot e^{-n_I^2 \cdot a_{ef} \cdot t} \cdot 1.$$

Așadar, pentru momentul luat în considerare t:

$$K \cdot e^{-n_I^2 \cdot a_{ef} \cdot t} = \theta_8$$

și:

$$\theta = \theta_8 \cos(n_I, x). \tag{4.140}$$

În vederea utilizării relației (4.149) este necesar ca să fie luat în considerare cîmpul de temperatură în secțiunea stratului solidificat. Ca și în cazul precedent, acest cîmp poate fi determinat din ecuația lui Fourier.

Dacă originea coordonatelor se păstrează aceeași în punctul $x = 0$ (adică la suprafața interioară a stratului X_t) atunci cîmpul de temperatură se va extinde de la punctul $x = X$ la suprafața exterioară a peretelui $x = X_t$.

La rezolvarea ecuației pentru zona de aliaj solid nu mai este necesar să se utilizeze căldura specifică efectivă și coeficientul de difuzivitate termică efectiv și deci:

$$\theta_2 = K \cdot e^{-n_{II}^2 \cdot a \cdot t} \cos(n_{II}, x).$$

Condițiile de limită ale problemei ținînd seama de caracterul simetric al condițiilor de schimb de căldură pot fi scrise sub forma:

$$\theta_{x=0} = \theta_8, \tag{4.141}$$

$$\theta_{x=\delta} = \theta_s, \tag{4.142}$$

$$\lambda_2\left[\frac{d\theta}{dx}\right]_{x=\delta} = \lambda_1\left[\frac{d\theta}{dx}\right]_{x=\delta}, \tag{4.143}$$

$$\lambda_2\left[\frac{d\theta}{dx}\right]_{x=X_t} = \alpha \cdot \theta_{c_3}. \tag{4.144}$$

Din (4.141) se obține:

$$\theta = \theta_8 \cos(n_{II}, x). \tag{4.145}$$

După cum se vede relația (4.145) este analoagă cu (4.140) iar la cosinus în loc de n_I apare n_{II}.

Scanned with OKEN Scanner

Folosind (4.143) se obține :

$$\lambda_1 n_I \theta_8 \sin(n_I,\ \delta) = \lambda_2 n_{II} \theta_8 \sin(n_{II},\ \delta) \tag{4.146}$$

sau :

$$\frac{\lambda_1}{\lambda_2} = \frac{n_{II} \sin(n_{II},\ \delta)}{n_I \sin(n_I,\ \delta)}.$$

Considerînd cu aproximație că λ_1, a zonei bifazice în apropiere de θ_s este egal cu λ_2 a aliajului solid, atunci $\left(\frac{\lambda_1}{\lambda_2} = 1\right)$ se obține :

$$n_I = n_{II} = n.$$

Din (4.144) se găsește :

$$\lambda \cdot n \cdot \theta_8 \sin(n,\ X_t) = \alpha \cdot \theta_8 \cos(n,\ X_t);$$

Sau :

$$n \operatorname{tg}(n,\ X_t) = \frac{\alpha}{\lambda}. \tag{4.147}$$

Înmulțind relația 4.147 cu X_t, se obține :

$$nX_t \operatorname{tg}(n,\ X_t) = \frac{\alpha}{\lambda} \cdot X_t = Bi_3;$$

sau :

$$\mu_3 \operatorname{tg} \mu_3 = Bi_3, \tag{4.148}$$

în care $\mu_3 = nX_t$,

sau :

$$n = \frac{\mu_3}{X_t}.$$

Ținînd seama de relațiile (4.140), (4.145), (4.148), se poate aprecia că, cîmpul de temperatură pentru stratul X_t, poate fi caracterizat printr-o singură ecuație care este valabilă atît pentru stratul solid ξ cît și pentru stratul bifazic δ, care se găsește în curs de solidificare, deci :

$$\theta = \theta_8 \cos\left(\mu_3 \cdot \frac{x}{X_t}\right), \tag{4.149}$$

în care μ_3 se determină din relația (4.148).

Din relația (4.149) rezultă că ținînd seama că $\lambda_1 = \lambda_2$, curba de temperatură a stratului solid și a stratului bifazic nu prezintă inflexiuni.

Această aproximație a conductivității termice în apropiere de temperatura solidus, conduce la obținerea unor abateri care nu depășesc 4...5%.

Introducînd în calcul pe μ_3 în relația (4.149) și folosind condiția de limită (4.138) se poate determina grosimea relativă a zonei bifazice, adică raportul $\frac{\delta}{X_t}$:

$$\theta_s = \theta_8 \cos\left(\mu_3,\ \frac{\delta}{X_t}\right), \tag{4.150}$$

sau :

$$\frac{\theta_s}{\theta_8} = \cos\left(\mu_3, \frac{\delta}{X_t}\right)$$

de unde :

$$\frac{\delta}{X_t} = \frac{\arccos \frac{\theta_s}{\theta_8}}{\mu_3} . \tag{4.151}$$

Pentru determinarea lui μ_3 și deci Bi_3 se consideră că în etapa a III-a de solidificare, temperatura de contact aliaj-formă este dată de relația (4.128).

Aceeași temperatură (θ_{c3}) poate fi determinată cu ajutorul relației (4.149) introducînd condiția $x = X_t$:

$$\theta_{c3} = \theta_8 \cos\left(\mu_3, \frac{X_t}{X_t}\right) = \theta_8 \cos \mu_3 ;$$

deci :

$$\theta_8 \frac{b_m}{b_m + b_f} = \theta_8 \cos \mu_3 ;$$

sau :

$$\frac{b_m}{b_m + b_f} = \cos \mu_3 \tag{4.152}$$

de unde rezultă că :

$$\mu_3 = \arccos \frac{b_m}{b_m + b_f} \tag{4.153}$$

Cunoscînd valorile numerice ale lui μ_3 și introducîndu-le în expresia $Bi_3 = \mu_3 \operatorname{tg} \mu_3$ se găsește pentru fiecare caz concret valoarea Bi_3.

Așadar, pornind de la datele de mai sus se poate determina valoarea funcției U pentru etapa a III-a de solidificare :

$$U_{III} = \frac{\frac{dq_k}{dt}}{L\rho s_\tau \delta} .$$

Mărimea $L\rho = const$, deoarece practic variază foarte puțin odată cu micșorarea temperaturii, eroarea care se face este mică.

Grosimea zonei bifazice $\delta = f(t)$, adică variază în timp. Pentru determinarea acestei mărimi este necesar să se cunoască legea de variație în timp a grosimii stratului X_t care participă în procesul de schimb de căldură precum și grosimea zonei bifazice (fig. 4.49, *a*).

Funcția $X_t = f(t)$ se găsește din condiția :

$$Bi_3 = const.$$

Scanned with OKEN Scanner

Din aceasta rezultă :

$$Bi = \frac{\alpha}{\lambda} X = \frac{b_f \cdot X_t}{\lambda \sqrt{\pi} \sqrt{t}} = const ; \tag{4.154}$$

sau :

$$X_t = \frac{\sqrt{\pi} \cdot \lambda \cdot Bi_3}{b_f} \sqrt{t} = K \sqrt{t} ;$$

deci :

$$X_t = K \sqrt{t} ; \tag{4.155}$$

în care :

$$K = \frac{\sqrt{\pi} \cdot \lambda \cdot Bi_3}{b_f} . \tag{4.156}$$

Mărimea K nu depinde de timp și se numește coeficientul de solidificare.

Deci, stratul X_t care participă în procesul de schimb de căldură crește proporțional cu $\sqrt{t}$ adică respectă legea rădăcinii patrate (fig. 4.50).

Stratul X_t de obicei constă din zona ξ de aliaj solid cu temperatura în intervalul $\theta_c - \theta_s$ și zona bifazică cu grosimea δ și temperatura în intervalul $\theta_s - \theta_8$ (fig. 4.49).

Valoarea lui δ poate fi determinată folosind ecuația (4.151) și (4.155). Ținînd seama de faptul că $\mu_3 = const$, partea dreaptă a ecuației (4.151) are o valoare constantă :

$$\frac{\delta}{X_t} = const. ;$$

$$\delta = \frac{\arccos \frac{\theta_s}{\theta_8}}{\mu_3} X_t = \frac{\arccos \frac{\theta_s}{\theta_8}}{\mu_3} K \sqrt{t}$$

sau :

$$\delta = C \sqrt{t}, \tag{4.157}$$

în care s-a notat :

$$C = K \frac{\arccos \frac{\theta_s}{\theta_8}}{\mu_3} = \frac{\sqrt{\pi} \cdot \lambda \cdot Bi_3 \arccos \frac{\theta_s}{\theta_8}}{b_f \cdot \mu_3} . \tag{4.158}$$

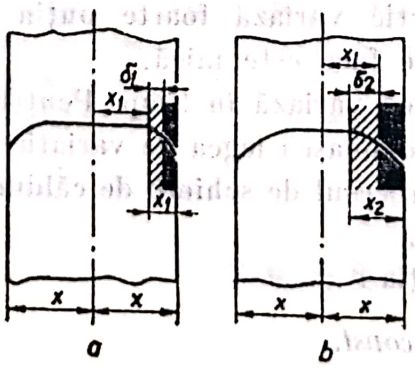


Fig. 4.50. Schema de calcul a timpului de început și de sfîrșit de cristalizare :
a — momentul inițial al cristalizării ; *b* — momentul final al cristalizării.

Se observă că valoarea lui C nu depinde de timp.

Relația (4.151) stabilește faptul că în etapa a III-a de solidificare, grosimea relativă a zonei bifazice $\frac{\delta}{X_t}$ nu se schimbă în același timp cu creșterea grosimii stratului X_t ci este proporțională cu $\sqrt{t}$, ceea ce corespunde relației (4.157).

Grosimea absolută a zonei bifazice va atinge valoarea maximă în momentul t_{3-4} cînd stratul X_t, atinge valoarea X. Pentru acest moment, se poate scrie :

$$X_t = X,$$

$$\frac{\delta_{max}}{X} = \frac{\arccos \frac{\theta_s}{\theta_8}}{\mu_3}. \tag{4.159}$$

Așadar în relația (4.123) în loc de δ se poate pune mărimea din relația (4.157), adică $\delta = C\sqrt{t}$.

În relația (4.123) la numitor intră parametrul s_τ, care caracterizează proporția de fază lichidă din interiorul zonei bifazice. Această mărime poate fi determinată cu ajutorul diagramei de echilibru dacă este cunoscută temperatura medie din zona bifazică :

$$\theta_{m(\delta)} = \frac{\int_0^\delta \cos\left(\mu_3, \frac{X}{X_t}\right) dx}{\delta} = \frac{\theta_8 \sin\left(\mu_3, \frac{\delta}{X_t}\right)}{\delta \frac{\mu_3}{X_t}}, \tag{4.160}$$

luînd în considerare că :

$$\sin\left(\mu_3, \frac{\delta}{X_t}\right) = \sqrt{1 - \cos^2\left(\mu_3, \frac{\delta}{X_t}\right)};$$

și ținînd seama că :

$$\mu_3 \frac{\delta}{X_t} = \frac{\arccos \frac{\theta_s}{\theta_8}}{\mu_3},$$

rezultă :

$$\theta_{m(\delta)} = \frac{\sqrt{\theta_8^2 - \theta_s^2}}{\arccos \frac{\theta_s}{\theta_8}}. \tag{4.161}$$

Cunoscînd valoarea medie a temperaturii în zona bifazică $\theta_m(\delta)$ se poate determina cu ajutorul diagramei de echilibru proporția medie de fază lichidă s_τ din zona bifazică.

Scanned with OKEN Scanner

Ţinînd seamă că $\theta_m(\delta)$ nu depinde de X_t şi de t, rezultă că parametrul s în toată perioada de solidificare (etapa a III-a) rămîne constant, şi deci :

$$s_\tau = s_3 = s = const.$$

Se poate trage concluzia că la numitorul relaţiei (4.123) în perioada de solidificare se schimbă numai δ celelalte componente L, ρ, s_τ rămînînd constante :

$$L\rho s\delta = L\rho sC\sqrt{t}. \tag{4.162}$$

Dacă se analizează numărătorul relaţiei (4.123) se pot face următoarele observaţii :

— viteza de cedare a cantităţii totale de căldură pe 1 m^2 de suprafaţă $\frac{dq}{dt}$ constă din viteza de cedare a căldurii de cristalizare $\frac{dq_k}{dt}$ şi viteza de cedare a căldurii care se degajă datorită micşorării temperaturii aliajului $\frac{dq_p}{dt}$, deci :

$$\frac{dq}{dt} = \frac{dq_k}{dt} + \frac{dq_p}{dt}. \tag{4.163}$$

Partea din stînga relaţiei $\frac{dq}{dt} = \frac{1}{F} \cdot \frac{dQ}{dt}$ poate fi determinată cu ajutorul relaţiei (4.117) :

$$\frac{dq}{dt} = \alpha \cdot \theta = \frac{b_f \cdot \theta_{c_3}}{\sqrt{\pi}} \cdot \frac{1}{\sqrt{t}}.$$

Căldura de cristalizare apare datorită creşterii crustei solidificate ξ şi a zonei bifazice δ. Luînd în considerare că în interiorul zonei bifazice proporţia de fază solidă $f = 1-s$, rezultă :

$$\frac{dq_p}{dt} = L\rho\left[\frac{d\xi}{dt} + (1-s)\frac{d\delta}{dt}\right]. \tag{4.164}$$

Zona X_t în curs de dezvoltare constă din două straturi ξ şi δ

$$X = \xi + \delta. \tag{4.165}$$

Cu ecuaţiile (4.155), (4.165) se transformă relaţia (4.164) în modul următor :

$$\frac{dq_p}{dt} = L\rho\left[\frac{dX_t}{dt} - s\frac{d\delta}{dt}\right] = L\rho\left[\frac{d(K\sqrt{t})}{dt} - s\frac{d(C\sqrt{t})}{dt}\right],$$

Scanned with OKEN Scanner

deci :

$$\frac{dq_p}{dt} = L\rho\left[\frac{K}{2\sqrt{\bar{t}}} - \frac{sC}{2\sqrt{\bar{t}}}\right] = \frac{1}{2}L\rho(K - sC)\frac{1}{\sqrt{\bar{t}}} = \frac{D}{\sqrt{\bar{t}}},$$

în final :

$$\left|\frac{dq_p}{dt}\right|_{III} = \frac{D}{\sqrt{\bar{t}}}, \tag{4.166}$$

în care :

$$D = \frac{L\rho(K - sC)}{2} = \frac{L\rho}{2}\left(\frac{\sqrt{\bar{\pi}}\cdot\lambda\cdot Bi_3}{b_f} - s\frac{\sqrt{\bar{\pi}}\cdot\lambda\cdot Bi_3}{b_f}\cdot\frac{\arccos\dfrac{\theta_s}{\theta_8}}{\mu_3}\right) =$$

$$= \frac{\sqrt{\bar{\pi}}L\rho\lambda Bi_3}{2b_f}\left(1 - s\frac{\arccos\dfrac{\theta_s}{\theta_8}}{\mu_3}\right), \tag{4.167}$$

în care D este un coeficient care nu depinde de timp.

Comparînd relațiile (4.117) și (4.166) se poate trage concluzia că $\frac{dq}{dt}$ și $\frac{dq_k}{dt}$ depind în aceeași măsură de timp, iar în etapa a IV-a de solidificare ele sînt proporționale.

$$\frac{\dfrac{dq_k}{dt}}{\dfrac{dq}{dt}} = \frac{\dfrac{D}{\sqrt{\bar{t}}}}{\dfrac{b_f\cdot\theta_{c3}}{\sqrt{\bar{\pi}}}\cdot\dfrac{1}{\sqrt{\bar{t}}}} = E,$$

de unde :

$$\frac{dq_k}{dt} = E\frac{dq}{dt},$$

în care :

$$E = \frac{\pi L\rho Bi_3}{2b_f\theta_{c_3}}\left(1 - s\frac{\arccos\dfrac{\theta_s}{\theta_8}}{\mu_3}\right). \tag{4.168}$$

Analizarea membrilor ecuației (4.123) permite să se stabilească legea de variație a funcției U în etapa a III-a de solidificare :

$$U_{III} = \frac{\dfrac{D}{\sqrt{\bar{t}}}}{L\rho s\cdot C\sqrt{\bar{t}}} = \frac{N}{t}, \tag{4.169}$$

în care :

$$N = \frac{1}{2}\left(\frac{\mu_3}{s\cdot\arccos\dfrac{\theta_s}{\theta_8}} - 1\right). \tag{4.170}$$

Scanned with OKEN Scanner

Este bine să fie prezentată funcţia U_{III} nu în funcţie de timp, ci în funcţie de poziţia geometrică a diferitelor puncte pe secţiunea peretelui piesei turnate.

Tocmai o astfel de reprezentare a funcţiei U este necesară pentru construirea epurei funcţiei U pe secţiunea peretelui piesei.

În acest scop se ia un volum al cărui centru se găseşte la o distanţă X_1 de axa peretelui piesei. Se consideră că se desfăşoară perioada a III-a a solidificării piesei turnate.

Dimensiunile volumului ales sînt mici ceea ce permite să se ia în considerare numai coordonatele centrului fără să se ţină seama de dimensiunile dx, dy, dz, însă ţinînd seama de prezenţa intervalului de solidificare, începutul şi sfîrşitul procesului de solidificare în microvolumul luat în considerare are loc în momente diferite.

Cristalele în volumul X_1 încep să crească atunci cînd stratul de solidificare atinge valoarea X_t, în acest moment microvolumul se găseşte la suprafaţa zonei bifazice δ (fig. 4.50, *a*).

Notăm :

$$X_{t(i.k.X_1)} = X - X_1 = K\sqrt{t_{i.k.X_1}},$$

de unde :

$$t_{i.k.X_1} = \frac{(X - X_1)^2}{K^2}, \tag{4.171}$$

în care : $X_{t\ (i.k.X_1)}$ este coordonata corespunzătoare punctului X_1 de început de cristalizare ;

$t_{i.k.X_1}$ — timpul de început de cristalizare pentru punctul X_1.

Aşadar, ţinînd seama de relaţia (4.169) funcţia U_{III} pentru începutul momentului de cristalizare în punctul X_1, este :

$$U_{i.k.X_1} = \frac{N}{t_{i.k.X_1}} = \frac{NK^2}{(X - X_1)^2}. \tag{4.172}$$

Procesul de cristalizare în punctul luat în considerare se termină atunci cînd acest punct ajunge la valoarea lui ξ (atunci cînd în punctul X_1 se atinge temperatura solidus, figura 4.50, *b*) :

$$\xi_{s.k.X_1} = X - X_1.$$

Ţinînd cont de (4.165) se poate scrie :

$$\xi_{s.k.X_1} = X_{s.k.X_1} - \delta_{s.k.X_1};$$

$$X - X_1 = K\sqrt{t_{s.k.X_1}} - C\sqrt{t_{s.k.X_1}}, \tag{4.173}$$

$$t_{s.k.X_1} = \frac{(X - X_1)^2}{(K - C)^2},$$

şi

$$U_{s.k.X_1} = \frac{N(K - C)^2}{(X - X_1)^2}, \tag{4.174}$$

în care : $t_{s.k.X_1}$ este timpul de sfîrşit de cristalizare a volumului X_1 ;

$U_{s.k.X_1}$ — subrăcirea relativă de sfîrşit de cristalizare.

Scanned with OKEN Scanner

Valorile K, C, N au fost determinate mai înainte cu relațiile (4.156), (4.158) și (4.170).

Valoarea $U_{s.k}$ permite să se determine subrăcirea relativă la care începe procesul de cristalizare în orice punct situat la distanța X_1 de axa termică a peretelui.

Mărimea $U_{s.k}$ (sfîrșit cristalizare) dă posibilitatea să se calculeze subrăcirea relativă în momentul sfîrșitului procesului de cristalizare (solidificare) pentru toate punctele care se solidifică în etapa a III-a.

Aceste mărimi vor fi folosite pentru construirea epurelor în sistemul $U_{i.k} - X$, $U_{s.k} - X$ adică a epurelor funcției U pe secțiunea peretelui piesei turnate de tip placă.

Sfîrșitul etapei a III-a de cristalizare și începutul perioadei a IV-a are loc în acel moment cînd X_t atinge mărimea X. În acest moment criteriul Bi_3 este:

$$Bi_3 = \frac{\alpha}{\lambda} X = \frac{b_f X}{\lambda \sqrt{\pi} \sqrt{t_{3-4}}}, \tag{4.175}$$

de unde:

$$t_{3-4} = \left[\frac{b_f X}{\lambda \sqrt{\pi} Bi_3}\right]^2. \tag{4.176}$$

Funcția $U_{i.kIV} = \varphi(x, t)$ nu este necesar a fi determinată întrucît micșorarea temperaturii în axa termică ($x = 0$) sub $\theta = \theta_8$ și deci începutul creșterii cristalelor pe întreaga secțiune a peretelui piesei turnate inclusiv și acolo unde cristalizarea este determinată de etapa a IV-a are loc în condițiile în care $t \leqslant t_{3-4}$ datorită cărui fapt această funcție poate fi calculată cu relația (4.172).

$$U_{i.k.X_1} = \frac{NK^2}{(X - X_1)^2}.$$

La începutul etapei a IV-a de cristalizare, zona bifazică care se dezvoltă în unele părți, se unește și formează o zonă comună bifazică, iar faza lichidă dispare deci, în axa termică avem numai aliaj în stare bifazică. Este evident că începutul creșterii cristalelor care există în zona bifazică a avut loc încă înainte de a se atinge etapa a IV-a, deci în etapa a III-a.

Curba de temperatură pentru oricare moment din etapa a IV-a ($t_{3-4} < t < t_{4-5}$) precum și funcția $U_{s.k.}$ se poate construi folosind metoda diferențelor finite.

Calculul este complicat și nu este cazul să se prezinte, însă în legătură cu etapa a IV-a trebuie să se menționeze următoarele:

— mărimea s_τ nu este constantă întrucît temperatura medie a zonei δ se schimbă permanent;

— faptul că s_τ nu este constantă se explică prin faptul că temperatura așa cum rezultă din figura 4.46 în etapa a IV-a se micșorează treptat de la θ la θ_s pînă în axa termică, în timp ce în părțile exterioare se menține temperatura $\theta_8 = \theta_s$;

— o altă particularitate a etapei a IV-a o constituie variația proporției de căldură de cristalizare q_k în raport cu întreaga cantitate de căldură q de-

gajată de către piesa turnată și aceasta se explică prin micșorarea temperaturii din axa termică de la θ_s la θ_s și prin micșorarea temperaturii medii a zonei bifazice $\theta_{m\cdot IV}$.

Pentru etapa a IV-a a procesului de solidificare este de asemenea caracteristică micșorarea raportului $\frac{dq_k}{dt} : \frac{dq}{dt}$ în timp ce pentru etapa a III-a de solidificare acest raport este constant și egal cu E (4.168).

În figura 4.51 se arată variația valorilor $\frac{dq_k}{dt}$, care determină funcția U în etapele III și IV ale procesului de solidificare și aceasta în baza relației (4.123).

Analizînd curbele din figura 4.51 pot fi făcute următoarele observații :

— în etapa a III-a a procesului de solidificare, se micșorează continuu valoarea $\frac{dq_k}{dt}$ fiind invers proporțională cu $\sqrt{t}$, dar în aceeași perioadă crește grosimea zonei bifazice δ care este direct proporțională cu $\sqrt{t}$, ca urmare funcția U se micșorează continuu ;

— în etapa a IV-a valoarea raportului $\frac{dq_k}{dt}$ se micșorează și ea dar mai puțin intens, dar în schimb se micșorează și valoarea lui δ și s_τ, ca rezultat valoarea medie a lui $U_{m\ IV}$ este constantă ;

— această creștere legată de valoarea medie $U_{m\ IV}$ se abate numai la sfîrșitul etapei a IV-a cînd se solidifică ultimele porțiuni ale fazei lichide din zona bifazică care se mai păstrează în apropierea zonelor cu retasură.

În figurile (4.52...4.55) sînt date epurele funcției U de variație : $U_{i.k}$; $U_{s.k}$; U_{med} pe secțiunea unei plăci turnate din oțel cu grosimea de 50 mm. În figura 4.55 sînt date aceste curbe suprapuse.

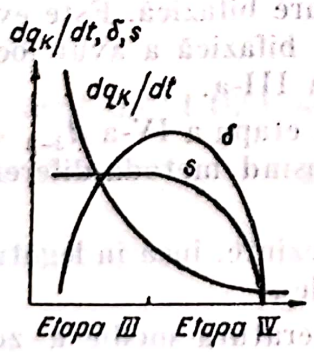


Fig. 4.51. Variația mărimilor $\frac{dq_k}{d}$, δ, s_τ care determină funcția U în etapele *III* și *IV* ale procesului de solidificare.

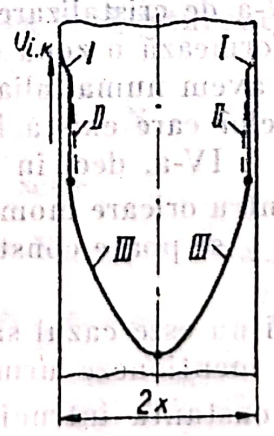


Fig. 4.52. Variația subrăcirii efective ($U_{i\cdot k}$) la începutul procesului de cristalizare în diferite puncte ale peretelui piesei turnate.

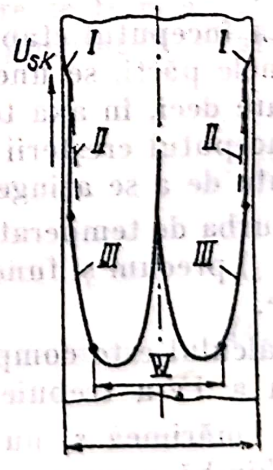


Fig. 4.53. Variația subrăcirii efective ($U_{s\cdot k}$) la sfîrșitul procesului de cristalizare în diferite puncte ale peretelui piesei.

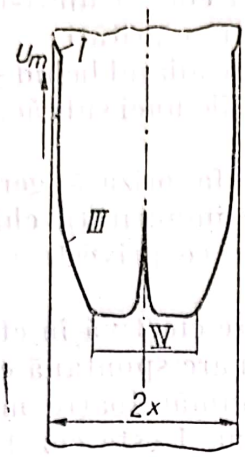


Fig. 4.54. Epura medie a valorii efective a subrăcirii (U_{med}) pe secțiunea peretelui piesei

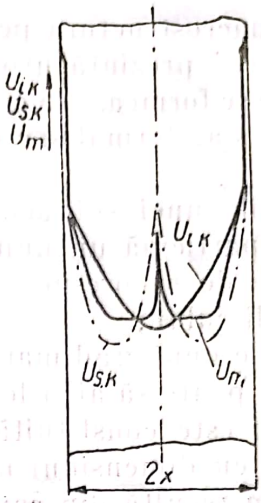


Fig. 4.55. Epura comparativă $U_{l.k}$, $U_{s.k}$ și U_{med} pentru piesa turnată tip placă.

Piesele au fost turnate din oțel într-o formă din nisip cu argilă, avînd

$$b_f = \sqrt{\lambda_f c_f \rho_f} = 25 \text{ kcal/m}^2 \cdot \text{h}^{1/2} \cdot \text{C}.$$

Temperatura inițială a formei 20°C ($\theta_{if} = T_{if} - 20 = 0$). Oțelul a avut

$$\theta c = 1\,470°\text{C}$$
$$\theta_s = 1\,410°\text{C}$$
$$c_1\rho = 1\,300 \text{ kcal/m}^3 \cdot \text{h} \cdot °\text{C}$$
$$L \cdot \rho = 480\,000 \text{ kcal/m}^3$$
$$\lambda = 22 \text{ kcal/m} \cdot \text{h}°\text{C}.$$

Temperatura de turnare $\theta_t = \theta_l + 50°\text{C}$.

În aceste epure sînt exprimate punctele de inflexiune corespunzătoare variației lui $U_{med} = f(x)$ la trecerea de la o etapă de solidificare la cealaltă, $U_I \to \infty$; U_{II} — linia punctată, $U_{III} = \frac{N}{t}$; $U_{med\ IV} \approx constant$.

Schimbarea lui $U_{s.k}$ în etapa a IV-a se poate aprecia după datele din figura 4.55.

Cu ajutorul calculelor se poate determina variația subrăcirii relative pentru fiecare punct și pot fi interpretate procesele fizico-chimice care au loc la solidificare.

4.2.4. PARTICULARITĂȚILE ZONELOR STRUCTURALE

a. *Formarea macrostructurii în peretele piesei turnate.* La piesele turnate pot fi luate în considerare trei *zone* cu macrostructuri diferite:

zona *I* — zona cu microcristalite;
zona *II* — zona cu cristalite columnare;
zona *III* — zona cu cristalite echiaxiale.

Zona I din macrostructura peretelui piesei constă dintr-un strat cu cristalite foarte mici și prezintă următoarele particularități :

— cristalitele se formează la contactul dintre aliajul lichid și pereții formei ;

— cristalitele s-au format și cresc în condițiile unei subrăciri efective foarte mari $U_I \to \infty$;

— în condițiile unei subrăciri mari este favorizată germinarea forțată condiție în care participă un număr mare de impurități, chiar și acelea care au un grad mare de necorespondență în ceea ce privește rețeaua cristalină față de cea a aliajului ;

— în condițiile unui grad mare de subrăcire efectivă în etapa I a procesului de solidificare poate să aibă loc și o germinare spontană ca urmare zona I a macrostructurii este constituită dintr-un număr foarte mare de cristalite care se formează cu dimensiuni mici, deci zona I este constituită din *microcristalite*. Așa cum rezultă din capitolul cristalizare, la subrăciri mari, valoarea lui ΔT ca factor de reglare a structurii este insuficientă pentru a pune în corespondență valoarea $\frac{dV_s}{dt}$ cu viteza foarte mare de cedare a căldurii, inclusiv și a celei de cristalizare $\frac{dq_k}{dt}$.

De aici rezultă că macrostructura microcristalitelor din zona I de regulă trebuie să fie caracterizată printr-o structură dendritică iar grăunții cristalini sînt echiacși întrucît procesul de schimb de căldură se limitează numai la un strat foarte îngust la suprafața de contact aliaj-formă.

În practică se constată într-adevăr structura dendritică a microcristalitelor din această zonă, mai ales în acel caz cînd numărul de impurități din aliaj nu este prea mare și macrostructura nu este prea fină.

Zona a II-a din microstructura peretelui piesei se deosebește substanțial de zona I și este constituită din cristalite columnare. Zona a II-a poate să se formeze fie pe suprafața de contact cu cristalitele solidificate care nu s-au topit în etapa a II-a de solidificare, fie în contact cu peretele formei în cazul cînd în etapa a II-a crusta marginală s-a topit.

Zona a II-a a macrostructurii se formează deci în etapa a III-a de solidificare, indiferent dacă la începutul etapei s-a păstrat crusta solidă formată în etapa I și a II-a, fie că s-a păstrat doar zona bifazică, și într-un caz și în celălalt, există germeni finiți de cristalizare pentru continuarea procesului de cristalizare din etapa a III-a. Pentru majoritatea aliajelor eutectice și metale, zona a II-a este constituită din cristalite columnare. Sînt trei cauze principale care determină creșterea cristalitelor în această zonă sub formă columnară :

— prima constă în aceea că în zona a II-a macrostructurală apare un gradient mare de temperatură în direcția opusă fluxului termic ceea ce determină apariția unei subrăciri importante între cristale și aliajul lichid (între vîrfurile cristalelor orientate spre axa termică a piesei turnate) și apariția unui grad de subrăcire mai mic în direcția perpendiculară față de fluxul termic (pe suprafața cristalitelor alăturate în curs de creștere). Aceasta determină ca deformarea cristalelor și atingerea valorii optime a razei echivalente din punct de vedere termodinamic să aibă loc pe seama alungirii cristalitelor, a căror axă urmează să fie orientată de la suprafață spre centrul peretelui piesei turnate ;

Scanned with OKEN Scanner

— a doua cauză constă în faptul că numai vîrfurile cristalitelor vin în contact cu faza lichidă de compoziție inițială. Suprafețele laterale ale cristalitelor care se apropie între ele vin în contact cu o fază lichidă bogată în elemente segregate și care micșorează temperatura de topire și din acest motiv creșterea suprafețelor laterale a cristalitelor este frînată, pentru că impune eliminarea acestor zone de segregație și crearea deci a unor condiții normale de transfer la suprafața cristalelor a atomilor care asigură creșterea în continuare. Ori acest proces de eliminare a zonelor de segregație impune timp și din acest motiv creșterea în această direcție se face mai încet;

— a treia cauză a dezvoltării structurii columnare constă în aceea că într-o perioadă de timp îndelungată cristalitele cresc în contact cu faza lichidă care nu conține cristalite, a căror creștere ar frîna sau ar bloca creșterea însăși a cristalitelor din zona a II-a, deci creșterea are loc în condiții libere. Se consideră că din aceste trei cauze care determină apariția cristalitelor columnare în zona a II-a rolul cel mai important îl are influența zonelor de segregație la limite dintre cristalite.

Eliminarea elementelor segregate care se acumulează la suprafața cristalitelor în curs de creștere joacă un rol important întrucît aceste elemente de la suprafața de contact frînează aportul spre suprafața de cristalizare a atomilor din faza lichidă necesar pentru creșterea lor.

Grosimea stratului de cristalite columnare, deci grosimea zonei a II-a caracterizată printr-o segregație inversă (negativă) este exprimat prin relația:

$$1-\left(\frac{\delta}{X}\right)_{\substack{s.p.\\ e.ech.}}=1-\frac{\arccos\dfrac{\theta_s}{\theta_{35}}}{\mu_3}, \tag{4.177}$$

în care: $\left(\frac{\delta}{X}\right)_{\substack{s.p.\\ e.ech.}}$ este grosimea relativă de cristale echiaxiale (*c. ech*) cu segregație pozitivă (*s.p*);

θ_{35} — — temperatura corespunzătoare unei separări de 35% fază solidă.

Rezultă că zona a II-a este cu atît mai mică cu cît intensitatea procesului de răcire este mai mare (μ_3) și cu cît raportul $\left(\frac{\theta_s}{\theta_{35}}\right)$ este mai mare, cu alte cuvinte cu cît procesul de îndepărtare a segregațiilor este mai lent.

Zona a III-a din macrostructura peretelui piesei constă din cristalite cu dimensiuni mari relativ echiaxiale.

Grosimea acestei zone a III-a este exprimată prin relația:

$$\left(\frac{\delta}{X}\right)_{\substack{s.p.\\ e.ech.}}=\frac{\arccos\dfrac{\theta_s}{\theta_{35}}}{\mu_3}, \tag{4.178}$$

și apariția ei este explicată prin procesele de acumulare a elementelor segregate în interiorul peretelui piesei turnate.

După cum s-a arătat, în prezența elementelor segregate, creșterea columnară preferențială a cristalitelor este frînată și încetează.

În condițiile unei faze lichide, bogate în elemente segregate, gradientul de temperatură necesar pentru o creștere columnară dispare, ca urmare în

Scanned with OKEN Scanner

faza lichidă nu pot să apară decît cristalite echiaxiale, de aceea zona a III-a apare și se formează în special în etapa a IV-a a procesului de solidificare cînd zona bifazică se extinde practic pînă în axa termică cînd în această zonă bifazică lipsesc curenții de convecție care să determine eliminarea elementelor segregate de la suprafața cristalitelor în curs de creștere.

În perioada a IV-a singurele procese care determină transferul de masă îl constituie procesele de filtrare care sînt capabile de transport de masă.

Zona a III-a coincide ca mărime cu zona segregației pozitive (*s.p = segregare pozitivă*) și în același timp cu zona retasurilor.

În etapa a IV-a temperatura scade, procesul de segregare continuă pînă cînd în faza lichidă apare o cantitate de 35% fază solidă (65% fază lichidă) și cum rezultă din figurile 4.50...4.53 valoarea medie a subrăcirii în această etapă este cea mai scăzută.

Așadar în zona a III-a solidificarea prezintă următoarele particularități:

— se formează în condițiile unor valori scăzute ale lui $U_{i.k}$ și $U_{s.k}$ cu excepția unei zone foarte înguste de aliaj care solidifică în axa termică în condițiile $U_{s.k}$ ridicată.

Valoarea scăzută a subrăcirii $U_{i.k}$ micșorează posibilitatea apariției cristalitelor dendritice, aproape toate cristalitele din zona a III-a care sînt caracterizate prin structuri dendritice sau chiar dacă se formează dendrite aceasta prezintă un grad mic de ramificare.

În condițiile unei subrăciri $U_{s.k}$ scăzute raza echivalentă a cristalelor se micșorează, ceea ce contribuie la obținerea unor cristale cu configurație echiaxială.

În condițiile unei viteze de răcire scăzute și a unei valori mici a lui $U_{s.k}$ este posibilă formarea unor macrograunți compacți, a căror configurație se apropie foarte mult de formele geometrice.

Forma finală a macrograunților care se formează în zona a III-a este determinată de procesul de sfîrșit de solidificare pentru că ea este determinată de $U_{s.k}$ și U_{med} și nu de $U_{i.k}$. (U_{med} în cele mai multe cazuri dă posibilitatea să aprecieze forma finală a macrograunților întrucît $U_{s.k}$ exprimă doar o subrăcire efectivă instantanee care crește la sfîrșitul procesului de solidificare): Din contră *microstructura* cristalitelor aliajului și deci posibilitatea dezvoltării dendritelor în interiorul macrograunților, depinde de $U_{i.k}$. Așadar, se poate conchide că zona a III-a constă în întregime din grăunți echiaxiali. Acești grăunți au o mărime cu atît mai mare cu cît este mai mică valoarea absolută a lui U_{med}. Dimensiunile cristalelor întocmai ca și U_{med} vor varia aproximativ la fel.

Zona a IV-a. Această zonă, de obicei, nu este menționată în mod special, ea se formează în ultima parte a procesului de solidificare și apare în acel loc în care se mai menține aliaj lichid. În această zonă datorită valorilor mai ridicate a lui $U_{s.k}$ și U_{med} rezultă o cristalizare în condiții diferite și anume în condiții de formare a unui număr mai mare de cristalite în condiții tehnologice obișnuite. Spre deosebire de cazul luat în considerare în mod teoretic restul de fază lichidă și fază solidă care se solidifică ulterior în condițiile unor valori mai ridicate a lui $U_{s.k}$ și U_{med} ar trebui să se găsească fie în partea inferioară a retasurilor fie în imediata lor apropiere.

Retasurile în pereții pieselor turnate se dezvoltă în axa termică sau în nodul termic care spre deosebire de placa semilimitată ar coincide cu axa de simetrie. Deci aliajul care ar fi putut să formeze zona merostructurală IV se

Scanned with OKEN Scanner

găsește în porțiunile cu retasură și nu în porțiunile cu masă metalică sănătoasă. Cu creșterea bruscă a valorii $U_{s.k}$ și U_{med} la solidificarea aliajelor în aceste porțiuni ar trebui să determine creșterea gradului de subrăcire fie deformarea suplimentară a formei cristalului care are loc în condițiile unei măriri importante a suprafeței de contact dintre cristal și ultimele porții de fază lichidă.

Este de menționat că, în cazul cristalizării ultimelor porțiuni de fază lichidă, crește numai $U_{s.k.}$ în timp ce valoarea $U_{i.k}$ rămîne deci la nivelul inițial. Rezultă că în această zonă a peretelui piesei turnate are loc o formare de macrogrăunți specifici dar nu cu formarea unei microstructuri specifice.

Particularitățile formării ultimelor cristale și mai ales ale ultimului cristal constau în aceea că aceste cristale pot să crească în spații gazoase cu depresiune (existente în retasuri). Se știe că în aceste retasuri presiunea gazelor este dependentă numai de acele gaze care se degajă din aliaj în timpul solidificării. Ultimul cristal crește practic în condiții libere fără să întîlnească formarea cristalelor învecinate, ca urmare, există posibilitatea menținerii unui echilibru mobil $\frac{dV_s}{dt} = \frac{1}{L\rho} \frac{dq_k}{dt}$ nu pe seama subrăcirii termice și nici pe seama factorilor indicați în relația (4.94) ci mai ales pe seama schimbării geometriei exterioare a cristalului.

Pentru prima dată din întreaga perioadă de solidificare a peretelui piesei turnate sînt create condiții pentru formarea unor macrocristale, al cărui contur exterior au o suprafață laterală foarte bine dezvoltată.

Prognoza apariției acestor cristale cu suprafețe laterale foarte mari se poate face din figurile 4.51 și 4.52 și este confirmată de apariția în retasuri, mai ales în cazul pieselor mari (lingouri), a unor dendrite cu dimensiuni foarte mari. În literatură se dă în acest caz exemplul unei dendrite numită cristalul lui *D. K. Cernov.*

b. *Dirijarea procesului de formare a macrostructurii.* Dirijarea procesului de formare a macrostructurii urmărește diferite scopuri:

— variația raportului dimensiunilor diferitelor zone macrostructurale pe secțiunea peretelui piesei turnate;

— variația dimensiunilor grăunților din cele trei zone macrostructurale distincte, care influențează microstructura aliajului;

— dirijarea gradului de segregare a elementelor;

— dirijarea procesului de formare a retasurii și a tipului acesteia;

— dirijarea compactității aliajului și a piesei turnate în general.

Raportul dintre dimensiunile zonelor macrostructurale în peretele piesei turnate poate fi schimbat, acționînd asupra valorii X_{II} constituite din microcristalite echiaxiale la periferia pieselor turnate, care s-a format în etapa I de solidificare și s-a menținut în etapa a II-a de solidificare sau acest raport poate fi realizat prin schimbarea zonelor cu cristalite columnare și a zonei cu cristale echiaxiale (cu alte cuvinte prin schimbarea zonelor macrostructurale II și III).

În general, în practica obținerii pieselor turnate nu se influențează asupra zonei macrostructurale I adică asupra grosimii zonei X_{II}. În cele mai multe cazuri reglarea proprietăților și compactității pieselor turnate se face prin dirijarea zonelor macrostructurale II și III.

Scanned with OKEN Scanner

După cum s-a arătat și rezultă din relația (4.178) zona macrostructurală III cu cristale echiaxiale ocupă partea centrală a peretelui piesei turnate în timp ce în rest (cu excepția zonei I) ocupă zona macrostructurală II.

Analiza relației (4.178) arată că raportul $\left(\frac{\delta}{X}\right)_{\substack{s.p.\\e.ech.}}$ depinde foarte mult de un mare număr de factori care pot fi grupați astfel :

grupa *1* — proprietățile aliajului turnat ;

grupa *2* — proprietățile termofizice ale formelor ;

grupa *3* — procesul tehnologic de turnare : modificarea, temperatura de turnare, temperatura inițială a formei, rafinarea aliajului, modul de acționare în timpul solidificării cu ajutorul forțelor exterioare, (vibrare, tratament cu ultrasunete, introducerea microrăcitorilor).

Influența factorilor asupra macrostructurii în peretele piesei turnate. Din prima grupă de factori menționăm :

— influența intervalului de cristalizare $(T_l - T_s)$. Cu cît este mai mare acest interval, și deci cu cît este mai mic raportul $\frac{\theta_s}{\theta_l}$ precum și raportul $\frac{T_s}{T_{35}}$ cu atît mai mult se dezvoltă în condiții similare de lucru grosimea zonei macrostructurale III (zona cu cristalite echiaxiale). Din contră în cazul $\frac{T_s}{T_{35}} \to 1$ se dezvoltă zona macrostructurală II cu cristalite columnare.

Transcristalizarea pe întreaga secțiune a peretelui piesei turnate este caracteristică pentru metale pure cînd $(T_s/T_{35} = 1)$ în acest caz :

$$\left(\frac{\delta}{X}\right)_{\substack{s.p.\\e.ech.}} = \frac{\arccos 1}{\mu_3} = 0.$$

Tot din grupa *1* de factori care influențează macrostructura peretelui piesei turnate fac parte și proprietățile termofizice ale aliajului.

Conductivitatea termică λ este direct legată de intensitatea de răcire a piesei turnate $\left(Bi = \frac{\alpha}{\lambda} X\right)$ pentru fiecare etapă a solidificării și deci odată cu micșorarea valorii lui λ crește valoarea Bi_3 și prin urmare și valoarea lui μ_3.

Din formula (4.178) rezultă că aceasta determină micșorarea zonei $\left(\frac{\delta}{X}\right)_{\substack{s.p.\\e.ech.}}$ și mărirea zonei macrostructurale II cu cristalite columnare (de exemplu foarte multe oțeluri aliate cu conductivitate termică mică se caracterizează printr-o tendință mare de transcristalizare, cu mult mai mare decît oțelurile carbon, care au practic același interval de solidificare ca și oțelurile aliate).

Zona de cristalite columnare (zona II) este puternic dezvoltată și în cazul aliajelor de zinc care sînt mai slab conducătoare de căldură. În cazul majorității aliajelor de cupru și aluminiu care posedă conductivitate termică ridicată este de regulă dezvoltată zona macrostructurală III și anume zona cu cristale echiaxiale. Parametrii tehnologici ai aliajului ca, $c_p \cdot \rho$ și $L \cdot \rho$ nu intră în expresia pentru determinarea valorii Bi_3. Cu toate acestea acești parametri influențează puternic asupra dimensiunilor zonelor macrostructurale II și III în peretele piesei turnate.

Scanned with OKEN Scanner

Cu cît este mai mare $c_p\rho$ cu atît mai tîrziu începe etapa a III-a de solidificare. Aceasta se explică prin aceea că, căldura de supraîncălzire și o parte din căldura de cristalizare care trebuie cedată în etapa I și a II-a de solidificare se mărește odată cu creșterea lui $c_p\rho$ și $L\rho$. Cu cît etapa a III-a de solidificare începe mai tîrziu odată cu creșterea lui $c_p\rho$ și $L\rho$ deci cu cît perioada t_{2-3} din relația (4.179) crește, cu atît valoarea lui Bi_3 și μ_3 se micșorează :

$$Bi = \frac{b_f X_{t\,II}}{\sqrt{\pi}\cdot\lambda\sqrt{t_{2-3}}}, \qquad (4.179)$$

Prin urmare, în cazul unei conductivități termice ridicate, crește tendința de formare a zonei macrostructurale III, cu cristale echiaxiale.

Așadar micșorarea tuturor parametrilor termofizici ai aliajului (λ, $c_p\cdot\rho$, $L\cdot\rho$) determină dezvoltarea zonei macrostructurale II în peretele piesei turnate (cristale columnare) și micșorarea zonei macrostructurale III cu cristalite echiaxiale.

De asemenea, din grupa *1*, legată de natura aliajului, trebuie menționată : căldura specifică (c_p) și căldura de cristalizare (L) acestea influențează parametrii volumici $c_p\cdot\rho$ și $L\cdot\rho$ și nu sînt caracteristici legate de greutate, c_p și ρ. Prin aceasta se poate pune în evidență influența densității aliajului asupra macrostrucțurii.

Pentru aceleași valori ale lui c_p și ρ zona macrostructurală II este mai mare, în cazul aliajelor ușoare și mai mică, în cazul aliajelor grele.

Ținînd seama că proprietăților mecanice și de exploatare ale pieselor turnate, ale aliajelor sînt mult influențate de dimensiunile zonelor II și III din peretele piesei, constructorul și proiectantul de mașini trebuie să-și aleagă aliajul nu numai după proprietățile mecanice și de exploatare dar și după proprietățile tehnologice (în grupa acestora intrînd și dimensiunile zonelor macrostructurale).

A doua grupă de factori care influențează dimensiunile zonelor macrostructurale pe secțiunea peretelui pieselor turnate se referă la natura formei de turnare. Natura formei de turnare influențează prin parametrii termofizici.

Odată cu creșterea valorii b_f și deci a valorii α în toate perioadele de răcire a piesei turnate se mărește valoarea Bi_3 și μ_3, ceea ce determină micșorarea raportului $\left(\frac{\delta}{X}\right)_{\substack{s.p.\\ e.ech.}}$ și mărirea zonei cu cristalite columnare.

Așadar, analizînd influența factorilor din grupa a doua asupra cristalizării se poate trage concluzia că mărirea conductivității termice λ_f și a căldurii volumice $c_f\cdot\rho_f$ favorizează dezvoltarea zonei macrostructurale II în peretele piesei turnate.

Creșterea lui b_f, determină creșterea criteriului *Biot* și prin aceasta asupra valorii absolute a funcției U în toate etapele solidificării, aceasta la rîndul ei determină micșorarea dimensiunilor grăunților aliajului în toate zonele structurale ale peretelui piesei turnate.

Conductivitatea termică și conținutul de căldură volumică a formelor nemetalice depind de compoziția amestecului de formare și de gradul de înnemetalice depind de compoziția amestecului de formare și de gradul de îndesare. Se știe că amestecurile de formare reprezintă corpuri poroase. Porozitatea formelor este de 30...40% (0,3...0,4) din volumul formei.

Scanned with OKEN Scanner

În aceste condiții transmiterea căldurii prin pereții formei are loc prin conducție în punctele de contact dintre diferiți grăunți ai amestecului și mixt, adică prin convecție, conducție și radiație în porii formei. Transmiterea conductivă a căldurii prin stratul de aer care este conținut în pori este neînsemnată.

Convecția ca urmare a volumului mic al porilor practic lipsește. Transmiterea căldurii prin porii formei prin radiație este proporțională cu diferența la puterea a patra a temperaturilor existente pe părțile opuse ale porilor. Acestea rezultă că transmiterea căldurii prin radiație în porii formei poate să creeze un flux termic suficient de puternic, de exemplu în straturile care vin în contact direct cu metalul lichid (mai ales în cazul turnării aliajelor feroase cu temperatură ridicată de turnare.) Rolul principal în procesul de transmitere a căldurii îl joacă schimbul de căldură conductiv prin punctele de contact ale grăunților de amestec.

Este evident că, cantitatea de căldură cedată de aliajul lichid formei este determinată într-o mare măsură de porozitate (de volumul de pori) precum și de dimensiunile grăunților din amestecul de formare, care determină numărul punctelor de contact dintre grăunți.

Porozitatea amestecului și numărul punctelor de contact se schimbă odată cu variația gradului de îndesare al amestecului în procesul executării formei. Asupra condițiilor de schimb de căldură influențează de asemenea conductivitatea formelor executate din diferite materiale de formare.

După cum s-a arătat, pereții formei se încălzesc cu o intensitate foarte mare și gradientul de temperatură pe secțiunea peretelui formei este atît de mare încît suprafața exterioară a formei practic nu participă în procesul de schimb de căldură chiar pînă la sfîrșitul solidificării. În aceste condiții nu se poate neglija diferența care poate exista între λ și c_p la diferite temperaturi. Așadar pentru determinarea valorilor lui b_f trebuie să se ia în considerare $\lambda = f(\theta)$ și $c_p \cdot \rho = f'(\theta)$.

În figurile 4.56, *a*, *b* și 4.57 *a*, *b* sînt prezentate curbele de variație a valorii medii a lui b_f în funcție de porozitatea amestecului de formare.

Din figurile 4.56 și 4.57 rezultă că valoarea medie a lui b_f în cazul turnării aluminiului se micșorează odată cu creșterea porozității. În cazul turnării

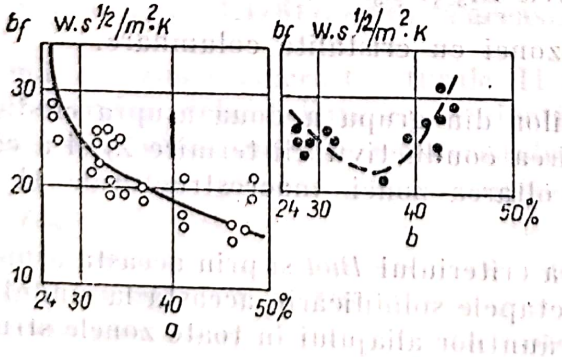


Fig. 4.56. Variația coeficientului de acumulare a căldurii (b_f) a formelor uscate din nisip și argilă în cadrul turnării aluminiului (*a*) și a fierului armco (*b*).

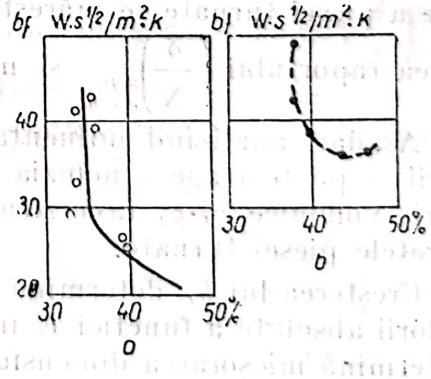


Fig. 4.57. Variația coeficientului de acumulare a căldurii (b_f) a formelor uscate din cromomagnezită în cazul turnării aluminiului (*a*) și fierului armco (*b*).

Scanned with OKEN Scanner

fierului valoarea lui b_f la început scade după care începe să crească odată cu creşterea porozităţii. Această corelaţie se explică prin aceea că datorită temperaturii ridicate de turnare a fierului, la un moment dat, începe să aibă loc şi transmiterea de căldură prin radiaţie.

Rezultă de asemenea că valoarea medie a lui b_f este mai mică la aliaje cu temperatură mică de topire (de exemplu aluminiu) şi mai mare în cazul aliajelor cu temperatură ridicată de topire (de exemplu, aliajele feroase).

Grupa 3-a de factori care influenţează asupra microstructurii pieselor turnate prezintă o importanţă deosebit de mare. Din această grupă fac parte : temperatura de turnare, temperatura iniţială a formei, modificarea şi gradul de rafinare al aliajelor.

Temperatura de turnare are o influenţă complexă asupra procesului de solidificare.

Pe de o parte, odată cu mărirea temperaturii de turnare, creşte cantitatea de căldură conţinută de aliaj şi în acelaşi timp perioada de timp în care se desfăşoară etapele I şi a II-a a procesului de solidificare şi deci a perioadei de timp în care axa termică a piesei se răceşte de la θ_t la θ_s. Aceasta trebuie să conducă la întîrzierea momentului t_{2-3} şi la micşorarea criteriului Bi_3 şi μ_3 în concordanţă cu relaţia (4.178) şi prin aceasta să micşoreze dimensiunile zonei macrostructurale II, adică a zonei cu cristalite columnare. Pe de altă parte, mărirea temperaturii de turnare, determină creşterea intensităţii procesului de convecţie. Prin aceasta, durata de apariţie şi de mişcare a fazei lichide tinde să crească dimensiunile zonei macrostructurale II cu cristalite columnare.

La temperaturi ridicate de turnare, dimensiunile transversale ale cristalitelor columnare devin mai mari decît în cazul turnării aliajelor cu temperatură mai scăzută. Acest lucru determină apariţia unor spaţii intercristaline mari şi mărirea duratei de deplasare a fazei lichide în aceste spaţii.

În majoritatea cazurilor cu creşterea temperaturii de turnare, dimensiunile zonei macrostructurale II cu cristalite columnare se măresc deşi în practică se constată şi influenţe opuse ale temperaturii de turnare.

Un alt factor tehnologic care influenţează macrostructura este *temperatura iniţială a formei*. Cu creşterea acestei temperaturi se măreşte valoarea numărătorului în relaţia (4.178). Micşorarea valorii care se găseşte în faţa arccosinusului conduce la mărirea acesteia $\left(\arccos 1 = 0\,;\ \arccos 0 = \frac{\pi}{2}\right)$.

În acelaşi timp, odată cu mărirea temperaturii iniţiale a formei, creşte perioada pînă la începerea etapei a III-a de solidificare, deci creşte valoarea t_{2-3} ceea ce duce la micşorarea lui Bi_3 şi μ_3, cu alte cuvinte determină micşorarea numărului din partea dreaptă a relaţiei (4.178).

Aşadar, odată cu creşterea valorii numărătorului şi micşorarea valorii numitorului ca urmare a creşterii temperaturii formei se favorizează creşterea zonei macrostructurale III cu cristale echiaxiale şi anume creşterea raportului $\left(\frac{\delta}{X}\right)_{\substack{s.p.\\ e.ech.}}$ şi micşorarea grosimii zonei II cu cristale columnare.

Un alt factor legat de tehnologia de turnare care influenţează structura este *modificarea* aliajelor.

Modificarea poate fi discutată în legătură cu prezenţa în aliajul lichid a impurităţilor active şi care pot să joace rol de germeni. De regulă impurită-

Scanned with OKEN Scanner

țile din aliaj sînt capabile să varieze dimensiunile cristalitelor dar nu sînt capabile să frîneze apariția zonei cu cristalite columnare.

Pentru mărunțirea grăunților și pentru eliminarea apariției macrostructurii columnare deci a zonei macrostructurale II se utilizează procedeul de modificare.

Prin modificare se înțelege precipitarea în faza lichidă a unor cantități mici care fără să creeze faze noi în aliajul în curs de solidificare acționează asupra structurii lui cristaline.

Modificatorii sînt de două feluri : modificatori de *tipul I* sau de *tipul II*.

În cazul modificării cu modificatori de tipul I în aliaj se introduc elemente care se comportă ca elemente superficial active față de cristalele în curs de creștere în fază lichidă.

Modificatorii de tipul I micșorează tensiunea superficială la suprafața de contact cristal-lichid și de aceea concentrația lor la suprafața cristalului în curs de creștere micșorează energia liberă a sistemului.

Cristalul acoperit cu o peliculă subțire de modificatori este practic în mod mecanic izolat de faza lichidă și prin aceasta încetează să mai crească.

Datorită faptului că forma de turnare continuă să absoarbă căldura cedată de piesa turnată și datorită faptului că faza lichidă existentă la un moment dat continuă să se subrăcească, în procesul de cristalizare sînt formați noi germeni care pot avea un grad de neconcordanță relativ ridicat cu metalul de bază în ceea ce privește rețeaua cristalină. Pe suprafața acestor impurități începe să apară (germineze) noi cristale.

Numărul total al cristalelor se mărește și structura devine mai fină. Utilizarea modificatorilor de tipul I este posibilă numai atunci cînd tensiunea superficială la limita cristal-lichid este mare iar modificatorul o poate micșora.

În cazul turnării metalelor pure sau a aliajelor la care compozițiile fazelor solide și lichide se deosebesc puțin unele de altele tensiunea superficială este mică și tratarea cu modificatori de tipul I practic nu are influență. Altele sînt condițiile în cazul cînd compozițiile chimice ale fazelor lichide și solide se deosebesc simțitor între ele. În aceste cazuri tensiunea superficială la limita cristal-lichid poate atinge valori ridicate, ceea ce asigură concentrarea selectivă a modificatorului de tip I.

O importanță mare are tratarea cu modificatori de tip I în cazul îmbunătățirii structurii cristaline a eutecticelor.

În cazul acesta se pot obține eutectice cu dimensiuni echiaxiale și deci cu proprietăți ridicate. Un exemplu de utilizare al modificatorilor de tipul I îl constituie folosirea sodiului în cazul aliajelor de aluminiu sau folosirea magneziului în cazul fontelor.

Prin modificator de tipul II se înțelege introducerea în aliajul lichid a unor particule disperse care pot juca rol de centre de cristalizare. Trebuie arătat că în condițiile unui număr mare de germeni de cristalizare, suprafața de separație între fazele solide și lichide se mărește chiar de la începutul procesului de cristalizare. De aceea, cristalizarea dendritică este frîntă de obicei pentru formarea acestei suprafețe. Deci, în cazul folosirii modificatorilor de tipul II, cristalizarea dendritică este frînată. Un exemplu îl constituie cristalizarea aliajelor cu 95% Al și cu 5% Cu în care după răcire s-a calculat că există peste 1 900 de cristalite pe cm^2 de probă metalografică.

Scanned with OKEN Scanner

Aşadar, modificarea de tipul II poate să schimbe radical structura cristalină a zonei macrostructurale II din peretele piesei turnate.

Astfel în locul cristalitelor columnare pot să se formeze cristalite echiaxiale sau uşor alungite în direcţia fluxului de căldură, însă aceste cristale vor fi mici.

Modificarea cu modificatori de tipul I şi II nu trebuie confundată cu introducerea în aliaj a unor adaosuri mici care să dizolve elemente şi prin aceasta să micşoreze tensiunea superficială la limita solid-lichid.

Modificarea de ordinul I şi II micşorează grăunţii cristalini şi frînează cristalizarea dendritică.

Introducerea însă în aliaj a elementelor superficial active care micşorează tensiunea superficială $\sigma_{sol-lichid}$ din contră favorizează dezvoltarea ramificării dendritice.

Unul din parametrii care trebuie luat în considerare şi care influenţează asupra macrostructurii pieselor turnate este supraîncălzirea aliajului.

Mărirea supraîncălzirii determină dezactivarea impurităţilor active din aliaj şi prin aceasta mărirea dimensiunilor grăunţilor.

Cu toate acestea trebuie arătat că supraîncălzirea caracterizează doar dimensiunile macrocristalelor care se formează în aliaj însă nu caracterizează şi dimensiunile cristalului care conţin în ele incluziuni (impurităţi). De exemplu la fontele cenuşii tocmai aceste incluziuni (separări de grafit) joacă rol de incluziuni eterogene de natură foarte diferită. Odată cu creşterea gradului de supraîncălzire a fontei cenuşii prin menţinerea în cuptor se măresc dimensiunile grăunţilor din aliaj care formează structura metalică de bază, dar în acelaşi timp se micşorează incluziunile de grafit. Aceasta se explică prin aceea că, odată cu creşterea temperaturii aliajului, are loc o dizolvare completă a separărilor de grafit şi ca urmare la răcirea ulterioară înaintea sau în faţa frontului de cristalizare, grafitul se separă dintr-o soluţie formînd uneori centri de cristalizare.

Gradul mare de supraîncălzire al fontei în timpul elaborării determină separarea unui număr mic de separări de grafit. Odată cu creşterea temperaturii de turnare a aliajului se formează o structură cristalină grosolană.

În realitate în practică se tinde să se obţină o structură cu cristale mici. În majoritatea cazurilor dimensiunile grăunţilor se micşorează odată cu creşterea absolută a valorii funcţiei U.

În zona macrostructurală II, valoarea ridicată a lui U determină dezvoltarea unor cristale columnare mai fine iar în zona III determină mărunţirea cristalitelor echiaxiale.

Corespunzător formulei (4.178) structura microcristalină se obţine odată cu creşterea capacităţii de acumulare a căldurii de către formă b_f, ceea ce este determinat de creşterea lui α, Bi_3 şi μ_3. Odată cu micşorarea temperaturii de turnare şi odată cu micşorarea temperaturii iniţiale a formei de turnare, se micşorează durata t_{2-3} şi se măreşte valoarea Bi_3 şi μ_3, precum şi prin micşorarea grosimii totale a peretelui piesei turnate X.

Influenţa factorilor arătaţi mai sus se explică prin aceea că, prin 1 m^2 de suprafaţă de contact metal-formă, urmează să fie cedată o cantitate mai mică de căldură de supraîncălzire.

Structura cristalină fină este mai uşor să fie obţinută în aliajele care au valorile mici pentru $c_p \cdot \rho$ şi $L \cdot \rho$.

Scanned with OKEN Scanner

Mărirea valorii absolute a lui U înseamnă o accelerare a procesului de cedare a căldurii. Accelerarea procesului de cedare a căldurii, întocmai ca și creșterea subrăcirii termice a aliajului nu pot să reprezinte întotdeauna cauza finisării macrostructurii. Cu toate acestea, în majoritatea cazurilor, aliajele conțin impurități cu structură diferită și prin aceasta, o parte din aceste impurități, pot servi drept suport pentru germinare, și pentru aceasta este necesară o energie de activare ridicată. Aceste impurități sînt antrenate în proces numai în cazul unor viteze mari de cedare a căldurii și deci în cazul unor subrăciri ridicate iar în acest caz energia lor de activare devine mai mică decît energia necesară pentru realizarea procesului suplimentar de subrăcire (v. cap. I).

În condiții practice accelerarea vitezei de răcire a pieselor turnate este modul principal de obținere a unei macrostructuri fine a aliajului. În particular, prin aceasta, se poate explica tendința de înlocuire a amestecului de formare din nisip-argilă cu amestec de cromitomagnezită, cromit și alte amestecuri cu conductivitate ridicată.

Este necesar de asemenea să se arate că există posibilitatea obținerii unei macrostructuri cristaline fine în mod constant prin utilizarea formelor cu conductivitate termică ridicată însă nu întotdeauna această metodă este sigură (nu asigură rezultate repetabile).

4.2.5. DIRIJAREA PROCESULUI DE SOLIDIFICARE

Dirijarea procesului de solidificare se poate realiza prin dirijarea vitezei de solidificare, deci a coeficientului de solidificare sau prin dirijarea deplasării frontului de solidificare.

În vederea reglării coeficientului de solidificare, operație care prezintă o mare importanță în practică, se influențează practic asupra a doi factori tehnologici și anume : temperatura de turnare a aliajului și natura formei.

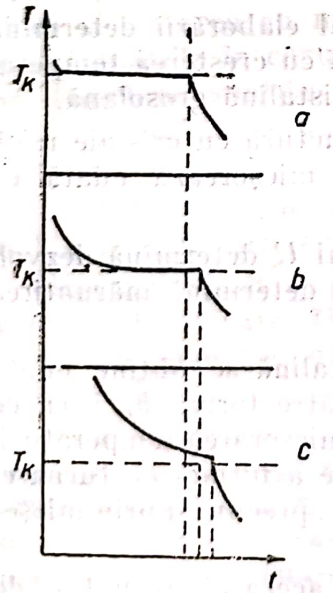


Fig. 4.58. Influența temperaturii de turnare asupra solidificării :
a — fără supraîncălzire ;
b — supraîncălzire medie ;
c — supraîncălzire mare.

În ceea ce privește influența temperaturii de turnare, s-a arătat că, odată cu creșterea temperaturii de turnare, coeficientul de solidificare se micșorează, curba de solidificare fiind deplasată spre dreapta.

În figura 4.58 se arată influența temperaturii de turnare asupra formei curbelor de temperatură măsurate în centrul pereților pieselor turnate din oțel și în mod corespunzător se arată durata de solidificare.

În cazul variațiilor obișnuite ale temperaturilor de turnare (în limita de 100°C) durata de solidificare poate să se mărească nu mai mult de 10...15%.

Aprecierea influenței temperaturii de turnare asupra procesului de solidificare se face cu ajutorul relației :

$$X = K\sqrt{t} - K_{sup} \cdot T_{sup}, \qquad (4.180)$$

în care : T_{sup} este temperatura de supraîncălzire, în °C ;
K_{sup} — coeficientul de supraîncălzire egal în cazul oțelului cu 0,002...0,003 cm/grd.

N. I. Hvorinov propune o altă formulă :

$$X = \frac{K}{1 + K'_{sup}} \sqrt{l} \qquad (4.181)$$

în care $K'_{sup} = 0{,}0020$ cm/grd.

Calculele cu ajutorul ambelor formule dau rezultate aproximativ apropiate.

În practică se folosește reglarea vitezei de solidificare (coeficientul de solidificare) și se realizează ușor prin alegerea corespunzătoare a naturii formei.

În tabelul 4.7 se arată influența coeficientului de acumulare a căldurii (b_f) pentru diferite materiale de formare asupra coeficientului de solidificare (K) în cazul turnării oțelului iar în figura 4.59 se arată această interdependență.

Tabelul 4.7

Valoarea mărimilor b_f și K

Materialul formei		b_f, în J/m²K	K, în cm/s$^{1/2}$
Clasa	Materialul		
I. Metale	Cupru	3,64	0,35...0,40
	Fontă	1,34	0,27...0,33
II. Materiale refractare	Magnezită	0,36	0,15...0,18
	Șamotă	0,16	0,14
III. Amestecuri de formare pulverulente	Forme crude	0,075	0,12...0,15
	Forme uscate	0,055	0,10...0,12
IV. Amestecuri termoizolante	Șamotă ușoară	0,029	0,05...0,10
	Amestec nisip + argilă + + făină de lemn	0,015	0,04

Din figura 4.59 rezultă că la o intensitate mică de răcire obținută în cazul materialelor din clasa a III-a și a IV-a se constată că între valoarea lui K și b_f există o dependență liniară.

La o intensitate de răcire mare, obținută în cazul materialelor din clasa I și a II-a, căldura cedată de aliajul solid capătă o importanță hotărîtoare și dependența devine mai complexă ; astfel la o variație de trei ori a valorii lui b_f, valoarea lui K se schimbă mult mai puțin.

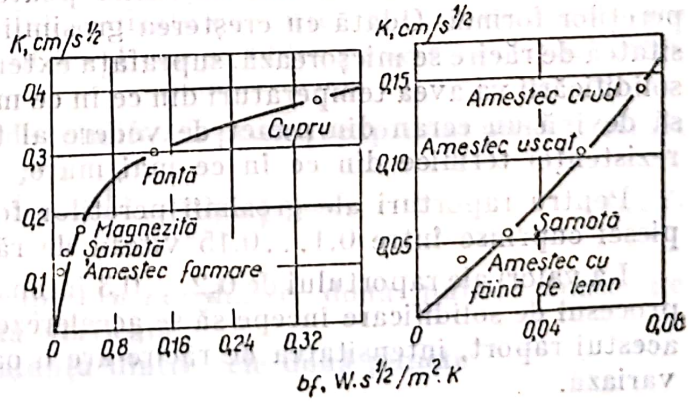


Fig. 4.59. Influența coeficientului de acumulare a căldurii (b_f) asupra coeficientului de solidificare (K) a oțelului (în dreapta, partea de început a figurii este dată la o scară mai mare).

Rezultă că posibilitatea de reducere a vitezei de solidificare se realizează mai ușor, în timp ce posibilitatea de accelerare a procesului de solidificare este limitată și deci se realizează mai greu.

În vederea măririi capacității de acumulare a căldurii de către forme și deci a coeficientului b_f în practică se utilizează mai multe soluții. Folosirea unui amestec din „nisip" metalic (adică cu alice) și nisip cuarțos.

Experiențele arată că mărirea proporției în volum a alicelor sau a strunjiturilor de fontă pînă la 50% (sau din punct de vedere al greutății pînă la 80%) a condus la creșterea conductivității termice de două ori, deși conductivitatea fontei este de sute de ori mai mare decît a amestecului obișnuit. În acest caz coeficientul de acumulare a căldurii (b_f) și deci viteza de solidificare ar putea să crească cu maxim 40%.

Așadar, introducerea „nisipului" metalic și a strunjirilor metalice în amestec nu asigură efectul necesar în ceea ce privește creșterea intensității de răcire a aliajului turnat în forme.

O altă măsură tehnologică care poate fi luată din punct de vedere al creșterii vitezei de solidificare și deci de mărire a coeficientului de solidificare, constă în utilizarea formelor metalice.

Cîmpul de temperatură în pereții formelor metalice se caracterizează prin existența unui gradient mai mare de temperatură decît în cazul formelor din amestecuri pulverulente.

În zona de contact, între forma metalică și piesa turnată apare un gradient important de temperatură (de 100...200°C).

Temperatura suprafeței formelor metalice în timpul solidificării este următoarea :

— pentru oțel, $T_c = 600...900°C$;
— pentru fontă, $T_c = 500...700°C$;
— pentru aliaje de aluminiu, $T_c = 300...400°C$.

Transmiterea căldurii între aliajul turnat și formă depinde de următorii factori :

— apariția interstițiului dintre peretele formei și piesă ca urmare a contracției crustei marginale și a dilatării formei ;

Interstițiul micșorează foarte mult rezistența termică și deci micșorează viteza de răcire.

— grosimea peretelui formei metalice.

În cazul turnării aliajelor cu temperatură ridicată de topire (oțel, fontă) și care determină apariția unei temperaturi ridicate la suprafața de contact metal-formă, viteza maximă de răcire poate fi obținută la grosimi mici ale pereților formei. Odată cu creșterea grosimii pereților formei metalice, intensitatea de răcire se micșorează, suprafața exterioară a peretelui formei în timpul solidificării va avea temperaturi din ce în ce mai mici și ca urmare forma începe să devină un ecran din punct de vedere al transmisiei de căldură, datorită rezistenței termice din ce în ce mai mare.

Pentru raporturi ale grosimii pereților formei față de grosimea peretelui piesei cuprinse între 0,1...0,15 viteza de răcire va fi minimă.

La valori ale raportului de 0,2...0,3 intensitatea de răcire începe să crească, procesul de solidificare începe să se accelereze, iar pentru valori mai mari ale acestui raport, intensitatea de răcire are o oarecare valoare stabilă și nu mai variază.

Scanned with OKEN Scanner

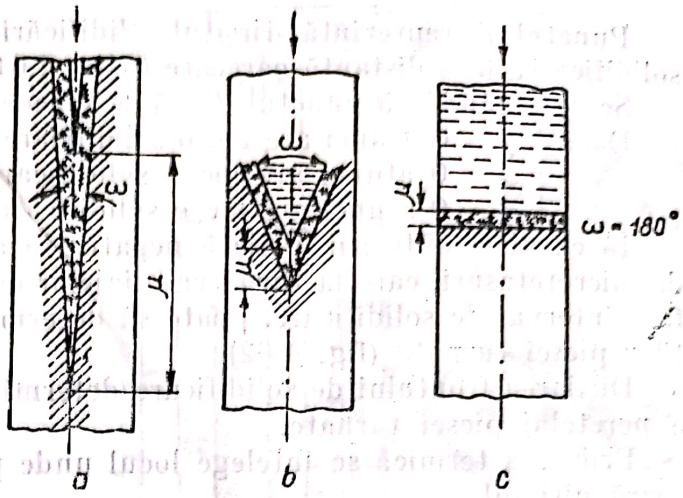


Fig. 4.60. Influența unghiului ω asupra poziției frontului de solidificare (săgețile arată direcția de pătrundere a fazei lichide din partea superioară sau din maselotă).

În cazul turnării aliajelor neferoase care au temperaturi coborîte de topire, viteza maximă de răcire este asigurată în cazul formelor metalice cu pereți groși.

Dirijarea frontului de solidificare. Prin dirijarea frontului de solidificare se înțelege variația poziției frontului de solidificare față de verticală, adică față de direcția de acționare a forței gravitaționale.

Cînd se vorbește de suprafața frontului de solidificare se pot subînțelege suprafețele izosolidus dar mai ales suprafețele izolichidus, atunci cînd aliajul prezintă o solidificare bifazică.

Pentru simplificare se iau în considerare piese cu grosimea pereților uniformă. Astfel de pereți pot fi considerați din punct de vedere al răcirii ca corpuri semilimitate (infinite).

În figura 4.60 sînt arătate cîteva tipuri de poziții ale frontului de solidificare față de axa verticală, poziție exprimată prin valoarea unghiului ω (unghi format între suprafața frontului de solidificare și axa verticală a piesei turnate).

În cazul cînd $\omega = 0$, frontul de solidificare este paralel cu axa geometrică a peretelui piesei în poziție de turnare.

În aceste condiții pătrunderea fazei lichide în axa termică se realizează cel mai greu, pereții pieselor se obțin cu compactitatea cea mai scăzută.

Din figura 4.60, *a* și *b*, se poate observa influența pozitivă a creșterii valorii unghiului ω asupra posibilității de alimentare a retasurii și a microretasurii care se formează în zona bifazică.

În situația din figura 4.60, *c*, cînd $\omega = 180°$, frontul de solidificare este perpendicular pe axa verticală, sînt realizate condițiile optime de alimentare a piesei turnate cu fază lichidă, în acest caz se obțin piese cu compactitatea cea mai ridicată.

Gradul de dirijare a frontului de solidificare poate fi exprimat prin raportul:

$$\varphi = \frac{T_1 - T_2}{l}, \ [°C/m] \qquad (4.182)$$

în care: T_1 și T_2 reprezintă temperaturile dintre două puncte luate pe axa verticală;

l — distanța dintre cele două puncte.

Punctul T_2 reprezintă sfîrșitul solidificării pe axa termică, iar punctul T_1 solidificarea la o distanță oarecare l (fig. 4.61).

Se recomandă că punctul T_1 să se măsoare cît mai aproape de maselotă.

Dacă : $\varphi > 0$ atunci are loc o solidificare dirijată pozitiv ;

$\varphi < 0$ atunci are loc o solidificare dirijată negativ ;

$\varphi = 0$ atunci are loc o solidificare concomitentă.

În cazul solidificării dirijată negativ în axă termică se formează o zonă de microretasuri, care la turnarea aliajelor cu interval mic de solidificare sau fără interval de solidificare, poate să determine exfolierea totală a semipereților piesei turnate (fig. 4.62).

Dirijarea frontului de solidificare determină de fapt dirijarea axei termice a peretelui piesei turnate.

Prin axa termică se înțelege locul unde procesul de solidificare se desfășoară ultimul.

Cînd se termină procesul de solidificare a peretelui piesei în axa termică există cea mai mare temperatură și din acest motiv se mai numește și axa termică. Deci o altă definiție poate fi că axa termică este locul geometric al punctelor cu temperatura cea mai mare la sfîrșitul procesului de solidificare. Axa termică este influențată de configurația peretelui piesei și de gradul de orientare al frontului de solidificare. Configurația și poziția axei termice în peretele piesei turnate prezintă o importanță practică deosebit de mare.

În figura 4.63 se arată cîteva elemente de pereți de piese turnate cu geometrie simplă.

În cazul peretelui tip placă cu dimensiuni semifinite axa termică reprezintă o suprafață plană (fig. 4.63, *a*).

În cazul peretelui tip cilindru semilimitat și în cazul celui prismatic, axa termică reprezintă o linie (fig. 4.63, *c*), iar în cazul elementelor sferice și cubice axa termică reprezintă un punct (fig. 4.63, *d*).

Axa termică a cilindrilor cavi interiori, reprezintă o suprafață cilindrică (fig. 4.64, *a*) iar axa termică a sferelor cave în interior reprezintă o suprafață sferică (fig. 4.64, *b*).

În cazul elementelor inelare, axa termică reprezintă un cerc (fig. 4.65).

Axa termică în peretele piesei turnate nu coincide cu axa geometrică întrucît condițiile de solidificare nu sînt identice din ambele direcții (fig. 4.63,*b*). Numai în cazuri rare cînd se realizează o viteză de solidificare egală din ambele sensuri ale suprafeței peretelui pieselor axa termică poate să coincidă cu axa geometrică.

Deci, prin dirijarea și orientarea frontului de solidificare (adică prin variația unghiului ω din figura 4.61) practic se orientează și axa termică.

Prin dirijarea și deci orientarea frontului de solidificare se urmăresc două scopuri :

— transformarea axei termice dintr-o figură geometrică într-un punct și deplasarea acestui punct la partea superioară a peretelui piesei turnate (fig. 4.61) ;

— orientarea față de verticală la un unghi de $\omega = 180°$ a suprafeței termice (axei termice) și deplasarea acestuia la partea superioară a piesei turnate (adică în maselotă).

Determinarea poziției axei termice în cazul pereților tip placă. Cînd peretele de tip placă se toarnă în poziție verticală iar procesul de solidificare se desfășoară din ambele părți cu aceeași viteză (adică atunci cînd se realizează coefi-

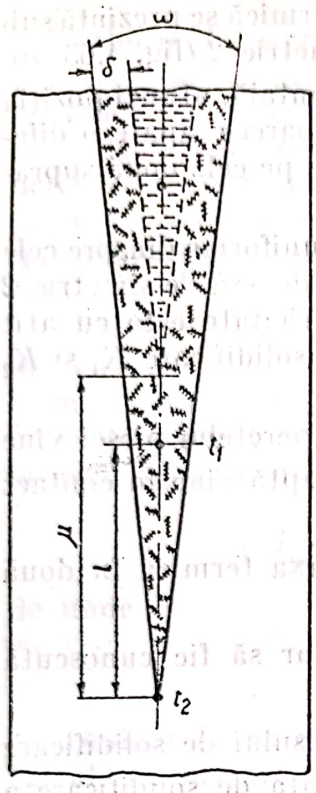


Fig. 4.61. Modul de determinare a gradului de dirijare a solidificării

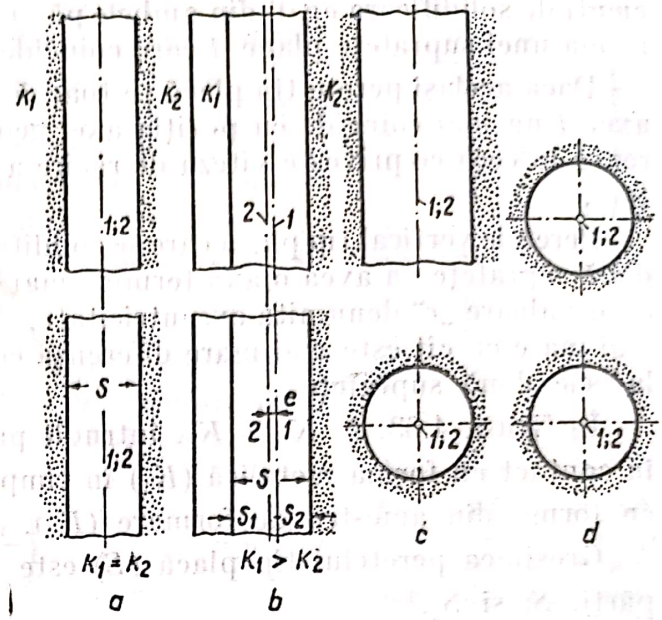


Fig. 4.63. Axa termică și axa geometrică a pieselor turnate simple :
1 — axa termică ; *2* — axa geometrică.

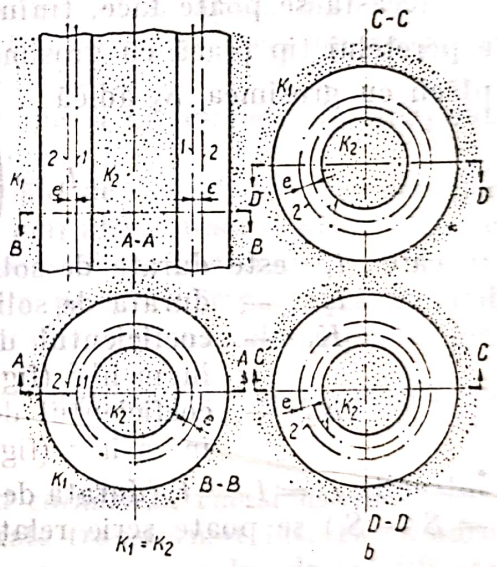


Fig. 4.64. Axa termică a cilindrilor cavi *(a)* și a sferelor cave *(b)*.

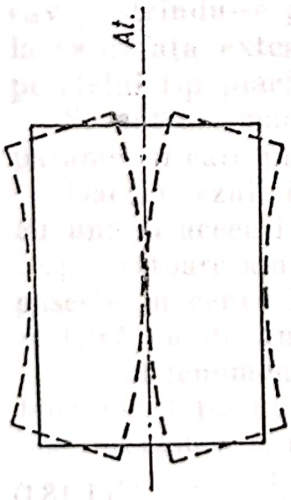


Fig. 4.62. Exfolierea pereților piesei turnate.

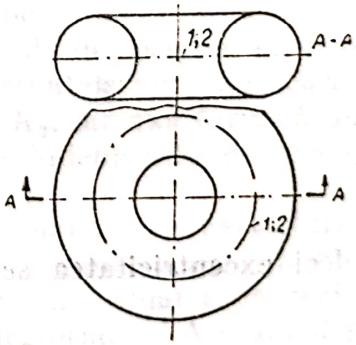


Fig. 4.65. Axa termică a elementelor inelare.

Scanned with OKEN Scanner

cienți de solidificare egali din ambele părți $K_1 = K_2$) axa termică se prezintă sub forma unei suprafețe plane *1* care coincide cu axa de simetrie *2* (fig. 4.63, *a*).

Dacă același perete tip placă se toarnă în poziție orizontală, atunci poziția axei *1* nu mai coincide cu poziția axei geometrice *2*, deoarece apare o diferență în ceea ce privește viteza de răcire a peretelui piesei pe cele două suprafețe.

Peretele vertical tip placă care se solidifică cu viteze neuniforme dinspre cele două suprafețe va avea o axă termică mai deplasată față de axa de simetrie *2* cu o valoare „*e*" denumită excentricitate. Această excentricitate este cu atît mai mare cu cît este mai mare diferența coeficienților de solidificare K_1 și K_2 la cele două suprafețe.

În figura 4.63, *b*, $K_1 > K_2$, întrucît partea stîngă a peretelui piesei vine în contact cu forma metalică (K_1) în timp ce partea dreaptă vine în contact cu forma din amestec de formare (K_2).

Grosimea peretelui tip placă (S) este împărțită de axa termică în două părți, S_1 și S_2.

Pentru a determina poziția axei termice este necesar să fie cunoscută una din aceste două mărimi.

Aceasta se poate face, ținînd seama că durata procesului de solidificare a peretelui tip placă cu grosimea S_1, este egală cu durata de solidificare a plăcii cu grosimea S_2 adică :

$$t_1 = \left(\frac{S_1}{K_1}\right)^2 ; \; t_2 = \left(\frac{S_2}{K_2}\right)^2 \qquad (4.183)$$

în care : t_1 este durata de solidificare a plăcii cu grosimea S_1, în h ;
t_2 — durata de solidificare a plăcii cu grosimea S_2, în h
K_1 — coeficientul de solidificare a părții din stînga peretelui, în $m/h^{1/2}$ (fig. 4.63, *b*) ;
K_2 — coeficientul de solidificare a părții din dreapta peretelui, în $m/h^{1/2}$ (fig. 4.63, *b*).

Întrucît : $t_1 = t_2 = t_s$ (durata de solidificare a peretelui cu grosimea S, și $S_2 = S - S_1$) se poate scrie relația :

$$\left(\frac{S_1}{K_1}\right)^2 = \left(\frac{S - S_1}{K_2}\right)^2,$$

de unde :

$$S_1 = S\frac{K_1}{K_1 + K_2},$$

iar

$$S_2 = S\frac{K_2}{K_1 + K_2};$$

și deci excentricitatea se obține din ecuația :

$$e = \frac{S}{2} - S_2 = \frac{S}{2}\frac{K_1 - K_2}{K_1 + K_2}. \qquad (4.184)$$

Scanned with OKEN Scanner

Valorile K_1 și K_2 pot fi determinate experimental prin metoda scurgerii restului de aliaj lichid (fig. 4.66).

Placa se toarnă dintr-un aliaj, după un timp oarecare t se îndepărtează aliajul lichid din interiorul peretelui piesei. După aceasta placa se secționează (vezi suprafața hașurată) și se determină grosimea crustei solidificate în contact cu forma metalică (ξ_m) și în contact cu forma din amestec de formare (ξ_f).

Cunoscînd timpul t și valorile ξ_m și ξ_f se determină coeficientul de solidificare a părții în contact cu forma metalică (ξ_m) și coeficientul de solidificare a părții în contact cu forma de amestec (K_f), pornind de la următoarea condiție de bază:

$$t = \left(\frac{\xi_m}{K_m}\right)^2 = \left(\frac{\xi_f}{K_f}\right)^2, \qquad (4.185)$$

de unde:

$$K_m = K_f \frac{\xi_m}{\xi_k}. \qquad (4.186)$$

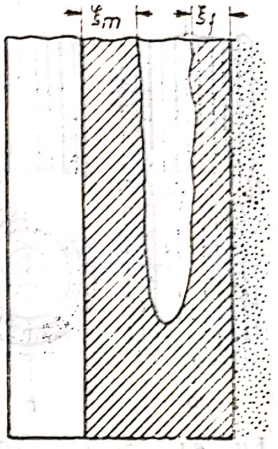


Fig. 4.66. Metoda scurgerii restului de aliaj lichid pentru determinarea coeficientului de solidificare.

Desigur că în cazul utilizării acestei metode pot să apară mari erori de calcul, ca urmare a neuniformității suprafeței interioare deci nu se poate determina cu precizie grosimea stratului solidificat.

În afară de aceasta valoarea lui K, depinde și de temperatura aliajului, fără de care nu se poate aprecia valoarea lui K.

Cu toate acestea, întrucît condițiile inițiale de solidificare ale ambelor suprafețe ale peretelui piesei sînt identice și mai ales atunci cînd peretele se toarnă în poziție verticală, atunci abaterile sînt neînsemnate.

Pentru determinarea abaterii axei termice prezintă importanță nu atît valoarea absolută a lui K pentru fiecare suprafață cît mai ales raportul lor. Este important ca raportul $\frac{K_1}{K_2}$ să fie cît mai aproape de unu, pentru ca abaterea axei termice să fie minimă.

Determinarea poziției axei termice în cazul cilindrului cav și al sferei cave. Dacă se ia un perete de tip placă și acesta este transformat într-un cilindru cav păstrîndu-se grosimea de perete, desfășurarea procesului de solidificare la suprafața exterioară și interioară are loc cu totul altfel, decît în cazul peretelui tip placă.

Se notează parametrii care privesc suprafața exterioară cu indicele *1* iar parametrii care privesc suprafața interioară cu indicele *2*.

Dacă miezul și forma sînt executate din materiale de formare identice și au una și aceeași temperatură inițială atunci constantele de solidificare corespunzătoare ambelor suprafețe sînt egale, $K_1 = K_2$, iar axa termică nu se găsește în centrul grosimii peretelui piesei și este îndepărtată de axa geometrică cu distanța e.

Acest fenomen se constată frecvent în practică, mai ales în cazul turnării bucșelor după îndepărtarea maselotelor mari și se manifestă prin faptul că macroretasura și microretasura sînt deplasate spre miez, chiar și în acel caz cînd acestea sînt realizate în aceleași materiale de formare. Această deplasare a axei termice se explică prin modul de răcire în partea exterioară și interioară a cilindrului cav.

Scanned with OKEN Scanner

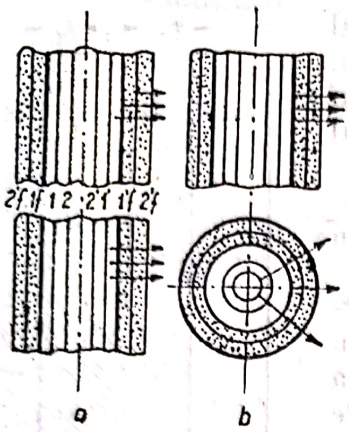


Fig. 4.67. Schema fluxului de căldură în cazul turnării pereților tip placă și cilindrice cu cavitate interioară.

În cazul cilindrului cav (fig. 4.64, *a*) cea mai mare cantitate din căldura cedată de aliaj se transmite prin suprafața exterioară, din acest motiv forma în contact cu partea cilindrică nu se încălzește într-o măsură atît de mare ca în cazul turnării pereților tip placă și prin aceasta își păstrează capacitatea de acumulare a căldurii. Din acest motiv zonele exterioare ale cilindrului se solidifică mai repede.

În timp ce la turnarea pereților tip placă, fluxul de căldură maxim este uniform pe cele două suprafețe și este reprezentat prin linii paralele, la turnarea și răcirea corpurilor cilindrice cu cavitatea interioară, la pereții exteriori, liniile fluxului de căldură se îndepărtează în timp ce la suprafața interioară se concentrează (fig. 4.67).

Din acest motiv, miezurile la piesele cu cavitate interioară se încălzesc într-o măsură mai mare și cu o viteză mai mare ceea ce determină micșorarea vitezei de solidificare pe părțile interioare.

Din acest motiv axa termică care are suprafața cilindrică va fi îndepărtată de axa geometrică a peretelui cu distanța *e*.

În mod asemănător se desfășoară procesul de schimb de căldură și de solidificare și deci procesul de deplasare a axei termice față de axa geometrică (apariția excentricității) și în cazul elementelor de piese turnate sub formă de sferă cavă.

Desfășurarea procesului de solidificare a peretelui tip cilindrul cav la turnare cu miez interior, se apreciază pornind de la următoarele premize :

— temperatura de turnare nu influențează asupra poziției axei termice ;

— procesul de solidificare începe chiar în momentul atingerii aliajului de suprafața formei.

În cazul pieselor tip placă, grosimea de metal solidificat se calculează cu relația :

$$\xi = K\sqrt{t}. \qquad (4.187)$$

Cunoscînd valorile lui t și K se poate determina valoarea lui ξ.

Din relația de mai sus se poate determina timpul de solidificare dacă în locul lui ξ se pune jumătate din grosimea peretelui $\left(\frac{S}{2}\right)$:

$$t_s = \left(\frac{S}{2K}\right)^2, \qquad (4.188)$$

în care t_s este durata de solidificare a peretelui tip placă, în h.

Solidificarea cilindrului cu cavitatea interioară se determină cu o relație în care se introduce valoarea Y care caracterizează solidificarea ținînd seama de raza de curbură :

$$\xi = \frac{K}{Y}\sqrt{t}, \qquad (4.189)$$

Scanned with OKEN Scanner

în care Y pentru cilindru este :

$Y_1 = 1 - \frac{\xi_1}{2r_1}$ în cazul solidificării exterioare a cilindrului ;

$Y_2 = 1 + \frac{\xi_2}{2r_2}$ în cazul solidificării interioare a cilindrului.

În timpul solidificării variază treptat valorile $\frac{\xi_1}{2r_1}$ și $\frac{\xi_2}{2r_2}$ datorită faptului că în timp variază și valorile Y_1 și Y_2. Dacă se ține seama că $K_1 \neq K_2$, atunci pentru determinarea poziției axei termice se poate porni de la valoarea duratei de solidificare a cilindrului cav :

$$t = \left(\frac{S_1 Y_1}{K_1}\right)^2 = \left[\frac{(S - S_1) Y_2}{K_2}\right]^2 . \tag{4.190}$$

În această ecuație, valoarea lui ξ_1 este înlocuită prin distanța S_1 a axei termice față de suprafața exterioară iar ξ_2 este înlocuită cu distanța axei termice față de suprafața interioară a cilindrului $S - S_1$, unde S este grosimea peretelui. Așadar în ecuația (4.190) necunoscute sînt valorile S_1, Y_1 și Y_2. Întrucît :

$$Y_1 = 1 - \frac{S_1}{2r_1}; \quad Y_2 = 1 + \frac{S - S_1}{2r_2};$$

relația poate fi scrisă sub forma :

$$\frac{S_1\left(1 - \frac{S_1}{2r_1}\right)}{K_1} = \frac{(S - S_1)\left(1 + \frac{S - S_1}{2r_2}\right)}{K_2} .$$

În această relație necunoscuta este S_1. Transformînd ecuația și scăzînd valoarea S_1, adică poziția axei termice, se obține :

$$(S_1)_{1,2} = \frac{-r_1 r_2 K_2 - r_1 r_2 K_1 + r_1 K_1 S \pm \sqrt{A}}{r_1 K_1 - r_2 K_2}, \tag{4.191}$$

în care $A = r_1^2 r_2^2 K_2^2 + 2 r_1^2 r_2^2 K_1 K_2 - 2 r_1^2 r_2^2 K_1 K_2 S + 2 r_1^2 r_2^2 K_1^2 - 2 r_1^2 K_1^2 S^2 +$

$$+ r_1 r_2 K_1 K_2 S^2 - 2 r_1 r_2 K_1 K_2 S. \tag{4.192}$$

Deci, excentricitatea axei termice este :

$$e = S_1 - \frac{S}{2} . \tag{4.193}$$

În continuare se prezintă încă un exemplu de determinare a poziției axei termice pentru cazul unui cilindru cav, pereții căruia prezintă o înclinare.

În figura 4.68 în centru este dată o secțiune verticală a peretelui unei bucșe cu înclinare la suprafața exterioară a peretelui, la care sînt luate în considerare două secțiuni A și B. Diametrele exterioare ale ambelor secțiuni sînt identice ($r_{1h} = r_{1d}$) diametrele interioare în secțiunile A și B sînt simbolizate în mod corespunzător r_{2h} și r_{2d}, astfel că $r_{2d} > r_{2h}$.

Scanned with OKEN Scanner

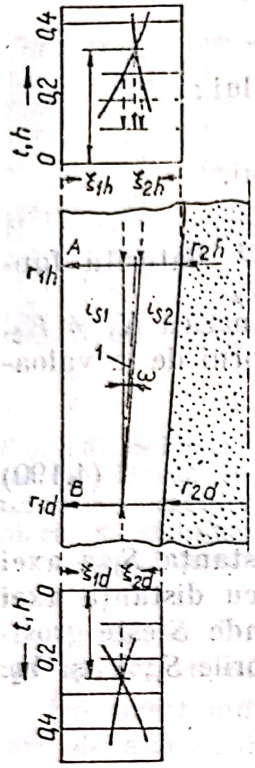


Fig. 4.68. Determinarea poziției axei termice la un cilindru cav cu pereți înclinați.

Coeficientul de solidificare K la ambele suprafețe este identic. Pentru secțiunea A se construiește diagrama $\xi - t$ (pentru partea superioară) cu ajutorul relațiilor arătate mai înainte. În acest scop sînt calculate coordonatele numai pentru curbele $\xi = f(t)$, care permit să se construiască ambele curbe. În locul unde se intersectează una din coordonatele acestei intersecții este tocmai în secțiunea A iar cealaltă coordonată este durata de solidificare a secțiunii A (t_{SA}) cu condiția ca solidificarea să înceapă imediat la atingerea contactului dintre aliaj și formă.

În mod analog se determină curbele pentru secțiunea B (partea inferioară din fig. 4.68). Se determină poziția axei termice în secțiunea B și durata de solidificare (t_{SB}) cu condițiile ca și din cazul secțiunii A.

Unind proiecțiile punctelor de intersecție ale curbelor $\xi = f(t)$ pentru secțiunile A și B se obține poziția axei termice în peretele piesei turnate (curba punctată).

$t_{SB} < t_{SA}$; durata t_{SB} este prezentată în partea superioară a diagramei. Distanța corespunzătoare pe dreapta orizontală care pornește de la capătul lui t_{SB} pe această diagramă intersectează ambele curbe $\xi = f(t)$, în partea care se proiectează invers pe secțiunea A.

Aceste puncte, unite cu axa termică în secțiunea B formează două drepte care determină unghiul ω și care determină deci gradul de orientare a frontului de solidificare a piesei la aceste două nivele.

Așadar, se poate determina poziția axei termice dacă se cunoaște raportul dintre coeficienții de solidificare pentru cele două suprafețe. Dacă însă acest raport nu este cunoscut, atunci el trebuie determinat pe cale experimentală, folosind principiul peretelui tip placă, cu singura diferență ca materialul de formare să fie cel corespunzător în cazul turnării cilindrului cav.

Prin determinarea valorii ξ la ambele suprafețe ale peretelui și în funcție de durata de solidificare se determină constanta de solidificare.

Posibilități de orientare (dirijare) a frontului de solidificare. În vederea obținerii unor pereți de piese turnate cu compactitate ridicată în practică se urmărește realizarea unei dirijări pozitive a frontului de solidificare, ceea ce înseamnă că deschiderea unghiului ω să fie dirijată în partea superioară a peretelui piesei turnate și deci ca valoarea unghiului ω să se obțină cît mai mare posibilă.

În vederea reglării poziției și valorii unghiului ω în practică se utilizează următoarele măsuri tehnologice:

1) alegerea geometriei piesei turnate;
2) alegerea condițiilor de turnare;
3) intensificarea procesului de solidificare în anumite zone ale pereților pieselor turnate.

1. *Influența geometriei piesei turnate.* Din punct de vedere al geometriei, piesele turnate pot fi împărțite în două grupe:

— piese simple care posedă o singură zonă termică;
— piese complexe care conțin mai multe zone termice.

Scanned with OKEN Scanner

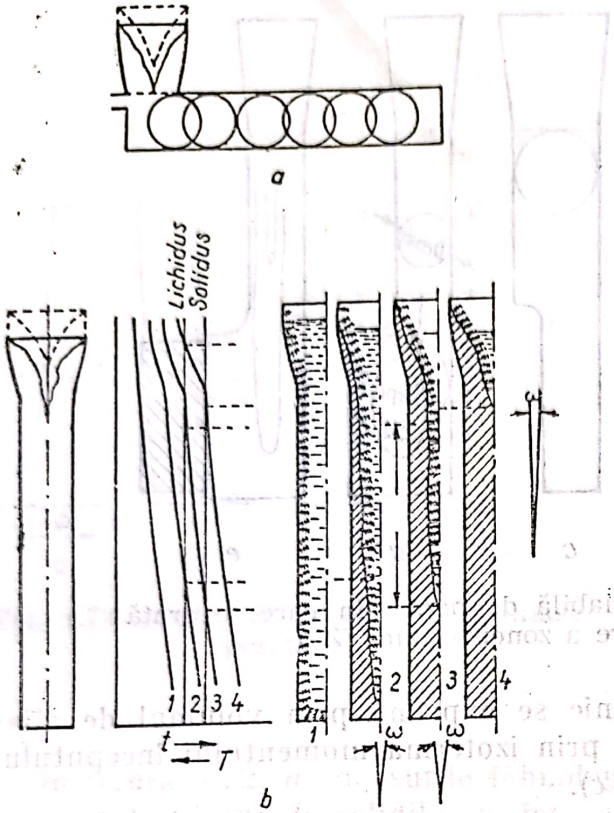


Fig. 4.69. Dirijarea solidificării la piese cu grosime de perete uniformă :
a — placă orizontală cu maselotă la un capăt ; *b* — placă verticală cu maselotă frontală.

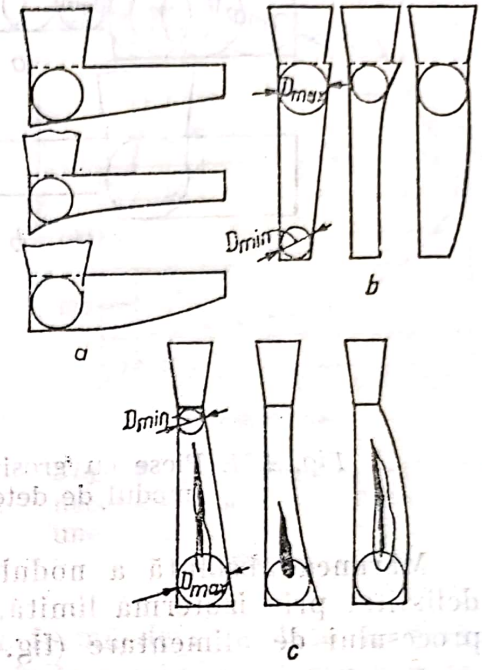


Fig. 4.70. Piese cu grosime variabilă a pereților :
a — poziție orizontală ; *b* — poziție verticală solidificare dirijată pozitiv ; *c* — poziție verticală solidificare dirijată negativ.

Zona termică se poate determina grafic prin diametrul sferei imaginar înscrise în peretele piesei turnate.

Dacă peretele are grosime uniformă atunci în secțiunea acestui perete pot fi imaginar înscrise o infinitate de sfere cu același diametru și în acest caz avem de a face cu un perete simplu care reprezintă o singură zonă termică, neglijînd locurile de alimentare și considerînd peretele piesei infinit de mare.

Un astfel de perete este arătat în figura 4.69. La piesele cu perete cu grosime uniformă, axa termică se găsește de fapt la jumătatea peretelui deci coincide cu axa geometrică, în consecință nu se pune problema realizării unei solidificări orientate.

Piesele cu pereți cu grosimea variabilă prezintă o infinitate de zone termice, întrucît au peretele cu grosimea variabilă (fig. 4.70).

În zonele cu grosimea cea mai mare se poate înscrie o singură sferă cu diametrul cel mai mare. Aceste zone corespunzătoare sferelor cu diametrul cel mai mare se numesc *noduri termice* întrucît ele se mențin mai mult timp în stare lichidă pînă la solidificare.

Mărimea relativă a zonei termice (Z_t) reprezintă raportul dintre diametrul maxim (D_{max}) și diametrul minim (D_{min}), al sferelor înscrise :

$$Z_t = \frac{D_{max}}{D_{min}} . \qquad (4.194)$$

Scanned with OKEN Scanner

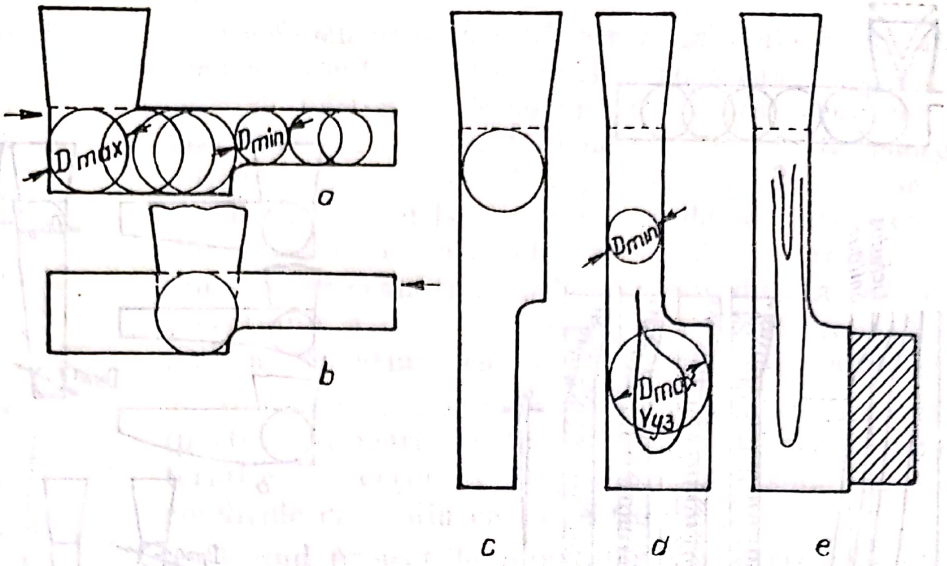


Fig. 4.71. Piese cu grosime variabilă de perete în care se arată modul de determinare a zonei termice (Z_t)

Mărimea absolută a nodului termic se exprimă prin volumul de aliaj delimitat prin izoterma limită, adică prin izoterma momentului începutului procesului de alimentare (fig. 4.70, *c*).

În acest moment în nodul termic zona de aliaj lichid se împarte în două părți, dintre care una din ele cu volumul (V_{nt}) rămîne în peretele piesei turnate.

Nodurile termice în pereții orizontali și verticali se găsesc în situație favorabilă întrucît pot fi alimentați cu aliaj lichid.

În cazul pereților reprezentați în figura 4.70, *a* și *b* se asigură o solidificare dirijată întrucît unghiul ω are o valoare relativ mare datorită conicității pereților.

În cazul pereților cu secțiune variabilă există o anumită conicitate critică a piesei care asigură solidificarea dirijată.

Dacă conicitatea nu este suficientă, atunci nu se poate asigura o solidificare dirijată.

Numeroase piese prezintă pereți cu grosime variabilă (fig. 4.71) cu treceri bruște de la o dimensiune la alta. În aceste piese în partea groasă se înscriu sferele cu diametrul maxim iar în partea îngustă, sferele cu diametrul minim.

Solidificarea dirijată se impune a fi folosită mai ales în cazul pereților cu noduri termice.

Din punct de vedere al geometriei piesei turnate pot să apară în timpul procesului de solidificare diferite unghiuri, care exprimă orientarea frontului de solidificare. În funcție de această geometrie se pot obține deci diferite orientări ale frontului de solidificare.

În vederea realizării unei solidificări dirijată pozitiv se utilizează din punct de vedere al geometriei piesei turnate, aplicarea înclinărilor (sau conicităților) la pereții pieselor turnate.

În figura 4.72 se arată modul de alegere a înclinărilor la pereții verticali în vederea dirijării solidificării.

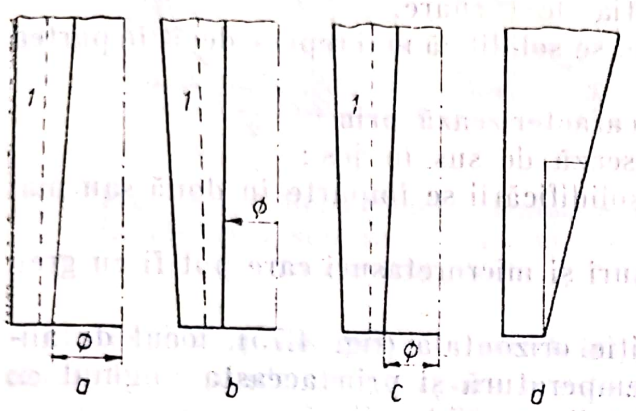


Fig. 4.72. Modul de alegere a înclinării pereților.

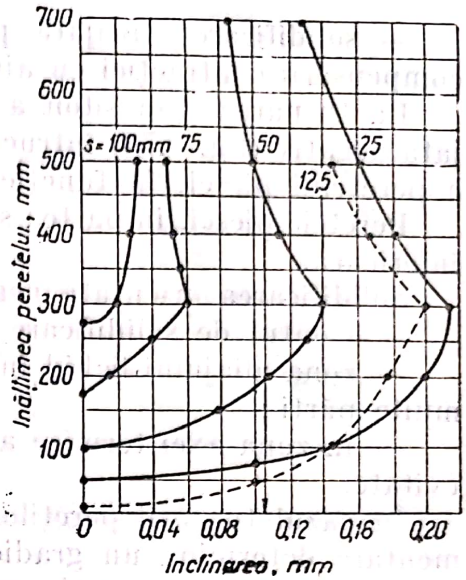


Fig. 4.73. Înclinarea critică necesară pentru obținerea unei solidificări dirijate a pieselor.

În figura 4.72, *a* adaosurile tehnologice sub formă de conicitate, asigură dirijarea frontului de solidificare însă contribuie la creșterea adaosurilor de prelucrare și deci a cheltuielilor legate de prelucrarea mecanică.

În vederea stabilirii înclinărilor necesare, experimentările arată că există o valoare critică a înclinării pentru care se obțin rezultate optime.

În figura 4.73 se arată dependența dintre înălțimea peretelui piesei și mărimea critică a înclinării pentru piese cu grosimea de perete de 25, 50, 75 și 100 mm.

Din figura 4.73 rezultă că, înclinarea critică necesară este cu atît mai mică cu cît peretele este mai gros, iar în cazul unor grosimi de 75 mm, înclinarea critică are valoarea maximă la înălțimi de 300 mm, iar apoi cu creșterea înălțimii piesei turnate, valoarea înclinării critice se micșorează.

Legat de geometria piesei turnate, o influență asupra unghiului ω o are grosimea echivalentă a peretelui piesei, care cu cît este mai mare cu atît unghiul ω este mai necesar să fie mai mare.

Influența condițiilor de turnare. Condițiile de turnare influențează orientarea frontului de solidificare prin intermediul gradientului de temperatură pe care-l determină pe secțiunea peretelui piesei turnate și mai ales pe înălțime.

În cazul pieselor cu pereți verticali, la turnarea directă, se realizează un gradient de temperatură care asigură o valoare relativ ridicată a unghiului ω, și o orientare pozitivă a frontului de solidificare (fig. 4.69.

Caracteristicile orientării pozitive ale frontului de solidificare sînt următoarele :

— frontul de solidificare se deplasează de jos în sus ;

— zona cu aliaj lichid din partea superioară, cuprinsă între unghiurile dintre fronturile de solidificare rămîne continuă pînă la terminarea procesului de solidificare a peretelui piesei ;

— solidificarea dirijată pozitiv determină obținerea pieselor fără retasură ;

— solidificarea dirijată pozitiv permite utilizarea în bune condiții a compensării contracției cu ajutorul maselotelor directe.

La turnarea prin sifon a pereților verticali se obține o solidificare dirijată negativ (fig. 4.74) întrucît unghiul ω este orientat spre partea inferioară a peretelui piesei, în funcție de poziția de turnare.

Peretele piesei, în partea superioară, se solidifică mai repede decît în partea inferioară.

Solidificarea orientată negativ se caracterizează prin :

— frontul de solidificare se deplasează de sus în jos ;

— zona aliajului lichid în timpul solidificării se împarte în două sau mai multe părți ;

— în zona axei termice apar retasuri și microretasuri care pot fi cu greu evitate.

În cazul turnării pereților în poziție orizontală (fig. 4.75), locul de alimentare determină un gradient de temperatură și prin aceasta unghiul ω, poziția axei termice în timpul solidificării.

În acest caz axa termică va fi în poziție orizontală iar unghiul ω va fi deschis spre locul de alimentare.

Există diferite grade de orientare ale frontului de solidificare. Un caz limită de orientare a acestuia îl constituie solidificarea concomitentă care se desfășoară în așa fel încît cele două fronturi de solidificare se întîlnesc pe întreaga suprafață a axei termice în același moment.

În zona axei termice apar microretasuri care în cele mai multe cazuri sînt nepericuloase.

Influența intensificării procesului de solidificare. Intensificarea procesului de solidificare în anumite zone ale pereților pieselor turnate se poate face cu ajutorul răcitorilor exteriori și interiori.

Răcitorii reprezintă adaosuri din materiale cu conductivitate termică ridicată, amplasați în cavitatea sau în peretele formei în zona nodurilor termice.

În majoritatea cazurilor răcitorii exteriori sînt executați din fontă, dar pot fi utilizate și alte materiale (grafit, magnezită).

Răcitorii exteriori se atașează la suprafețele plane și de obicei au forma de placă.

În cazul folosirii la muchii sau în alte zone curbate răcitorii au forma suprafeței la care se atașează.

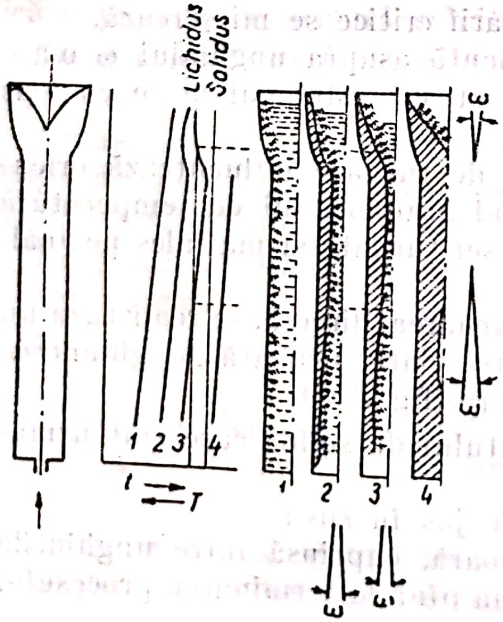


Fig. 4.74. Solidificarea dirijată negativ la piese cu grosime de perete uniformă.

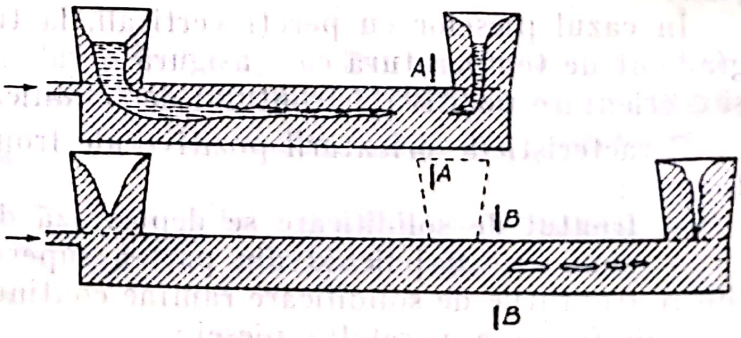


Fig. 4.75. Influența alimentării și a poziției maselotelor asupra dirijării solidificării.

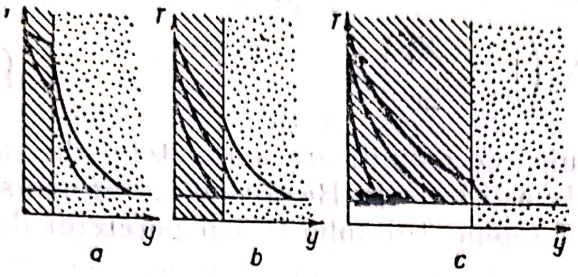


Fig. 4.76. Repartizarea temperaturii în răcitorul subțire *(a)*, normal *(b)* și foarte gros *(c)*.

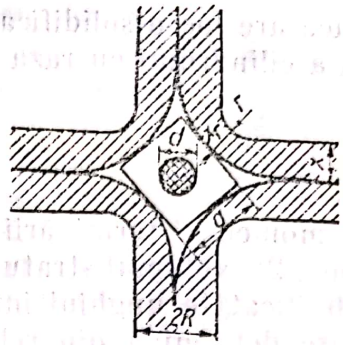


Fig. 4.77. Schema de calcul a răcitorului interior.

Intensitatea de răcire a peretelui piesei turnate cu ajutorul răcitorilor exteriori, depinde de grosimea acestora.

O grosime mică (fig. 4.76, *a*) răcitorul își epuizează repede capacitatea lui de acumulare a căldurii și accelerează doar începutul stadiului de solidificare.

Prin alegerea rațională a grosimii răcitorului se poate acumula o cantitate mare de căldură pînă la sfîrșitul solidificării peretelui piesei (fig. 4.76, *b*).

Utilizarea unor răcitori cu grosimea foarte mare (fig. 4.76, *c*) nu contribuie la accelerarea procesului de răcire și deci în acest caz există doar un consum suplimentar de metal.

Se recomandă ca grosimea răcitorului să nu fie mai mare decît grosimea peretelui piesei.

Utilizîndu-se legea rădăcinii patrate, se poate scrie că :

$$\frac{X_r}{X_p} = \frac{K_r}{K_p}, \qquad (4.195)$$

în care : X_r, X_p sînt grosimile stratului de solidificare care se formează în contact cu răcitorul, respectiv cu peretele formei din amestec ;

K_r, K_p — coeficienții corespunzători de solidificare.

Corelația coeficienților de solidificare la turnarea în forme metalice și în forme de amestec este de aproximativ 2 : 1.

Așadar, pe seama răcitorilor montați la o suprafață a peretelui piesei se va solidifica 2/3 din secțiunea peretelui iar pe suprafața opusă numai 1/3.

În cazul cînd răcitorul se montează în dreptul nodurilor termice, atunci grosimea lui limită nu trebuie să fie mai mare de 50% din grosimea peretelui de bază.

Pentru eliminarea defectelor și a nodurilor termice și deci dirijarea solidificării în cazul îmbinărilor tip *L*, *X* sau *T* de asemenea se aleg răcitori exteriori.

În ceea ce privește utilizarea răcitorilor interiori, care rămîn înglobați în piesă pentru exemplificare se alege o îmbinare tip *X''* (fig. 4.77) în care, unghiul de îmbinare este de 90° și are raza de racordare *r*. Volumul metalului, care se solidifică pe unitatea de suprafață a formei într-un interval oarecare de timp se notează cu *V* ; în cazul unui perete plan $V = X$.

Dacă are loc o solidificare a unui strat cu grosimea X la suprafața exterioară a cilindrului cu raza r, atunci volumul va fi egal cu :

$$V = X_r\left(1 + \frac{X_r}{2r}\right). \tag{4.196}$$

În momentul terminării procesului de solidificare a peretelui de bază cu grosimea $2r$, volumul stratului solid va fi $V = R$. Rezultă că grosimea stratului solidificat în unghiul interior în momentul solidificării peretelui de bază se poate determina din relația :

$$X_r = r\left(\sqrt{1 + 2\frac{R}{r}} - 1\right). \tag{4.197}$$

Dacă se iau în considerare dimensiunile zonei izolate în centrul nodului termic și se consideră egale cu a unui patrat (fig. 4.77) atunci, latura va fi egală :

$$a = 2\sqrt{2}(R + r) - 2r\sqrt{1 + 2\frac{R}{r}}. \tag{4.198}$$

Astfel pentru $a = R$ din expresia (4.198) se obține

$$\frac{a}{R} = 4\sqrt{2} - 2\sqrt{3} \simeq 2{,}20.$$

Se recomandă următoarele date în legătură cu alegerea răcitorilor interiori,

Tipul de îmbinare	L	T	X
Diametrul răcitorului interior (d), în % din grosimea peretelui de bază	27	50	70

Dacă răcitorul interior are un diametru prea mare el nu se sudează cu aliajul de bază, iar dacă este prea mic el se topește în timpul turnării aliajului și nu-și îndeplinește funcția.

4.2.6. METODE DE CALCUL A PROCESULUI DE SOLIDIFICARE

Procesul de solidificare poate fi determinat fie pe cale directă (metode experimentale) fie pe cale indirectă (metode teoretice).

Metodele experimentale cele mai utilizate sînt următoarele :

— măsurarea temperaturii în diferite puncte ale piesei turnate și ale formei (determinarea cîmpului de temperatură) ;

— măsurarea grosimii stratului de aliaj solidificat prin evacuarea restului de aliaj lichid, la diferite intervale de timp ;

— introducerea indicatorilor în faza lichidă. Indicatorii pot fi izotopi radioactivi sau elemente cu tendință mare de segregare (de exemplu sulful în cazul aliajelor feroase) ;

Scanned with OKEN Scanner

— metode de modelare fizică (modelare fizică cu ceară sau cu săruri cu temperatură joasă de topire, modelare electrică, modelare hidraulică, modelare cu transport de substanță).

Metodele teoretice cele mai utilizate sînt :

— metoda bilanțului termic, adică determinarea cantității de căldură degajată de aliajul lichid în timpul procesului de solidificare și a cantității de căldură acumulată de pereții formei ;

— metoda de modelare matematică (metoda diferențelor finite folosind ecuația lui Fourier și condițiile de limită).

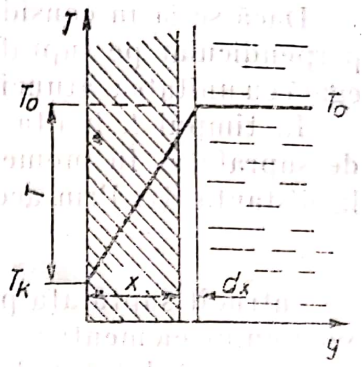


Fig. 4.78. Schema de calcul a grosimii de aliaj solidificat.

În continuare se prezintă numai două metode teoretice de calcul a procesului de solidificare folosind metoda bilanțului termic. Problemele care se pun sînt de fapt determinarea parametrilor procesului de solidificare : grosimea stratului de solidificat la un moment dat ; viteza de înaintare a frontului de solidificare ; durata procesului de solidificare.

Analizînd procesul de solidificare a peretelui piesei turnate se iau în considerare următoarele ipoteze (fig. 4.78) :

— aliajul care se solidifică este limitat de o suprafață plană, adică reprezintă un semispațiu a cărei coordonată y este dirijată perpendicular pe această suprafață ;

— temperatura inițială a aliajului în toate punctele este egală cu T_0, iar în momentul $t = 0$ la suprafața peretelui se micșorează cu mărimea T, iar în continuare rămîne constantă și este egală cu T_k ;

— temperatura T_0 reprezintă temperatura de cristalizare a aliajului (care este considerată constantă ca la metalele pure). La cristalizarea unității de masă se degajă căldura de cristalizare L ;

— proprietățile termofizice ale aliajului, conductivitatea termică λ, căldura specifică c, densitatea ρ, sînt constante și nu depind de temperatură ;

— transmisia căldurii în corpul solid se supune ecuației lui Fourier, transmisia de căldură în partea lichidă a peretelui piesei turnate nu are loc, întrucît lipsește gradientul de temperatură.

Pentru simplificare se acceptă că temperatura în partea solidificată a peretelui piesei este repartizată liniar.

În aceste condiții se pune problema să se găsească grosimea stratului solidificat în funcție de timp.

Formularea matematică a problemei este următoarea :

— transmisia de căldură în peretele piesei are loc conform *legii lui Fourier ;*

$$dQ = \lambda \frac{T}{X} dt, \qquad (4.199)$$

în care Q este cantitatea de căldură ;

— temperatura la suprafața corpului în momentul $t > 0$ și $X > 0$, este $T = const$;

— temperatura în partea lichidă a peretelui piesei la $t \geqslant 0$ și $y \geqslant X$, $T_0 = const$.

Scanned with OKEN Scanner

Dacă se ia în considerare o prismă din peretele piesei, turnate, amplasată perpendicular pe suprafață și dacă imaginar se ia în considerare o suprafață egală cu unitatea, atunci, pentru această prismă se poate stabili bilanțul termic.

În timpul t, limita stratului solidificat se deplasează cu distanța x față de suprafață. În momentul următor dt, limita de solidificare se deplasează la distanța dx. Prin aceasta se degajă căldura de cristalizare:

$$dq_k = \rho L\, dx. \tag{4.200}$$

Întrucît suprafața prismei este egală cu unitatea, mărimea dx, corespunde volumului elementar.

Conținutul total de căldură a stratului solidificat x la temperatura T_0 este egală cu $c\rho T_0 X$. Datorită repartizării liniare a temperaturii în orice moment va fi cedată din acest strat o cantitate de căldură egală cu jumătate din conținutul inițial, adică $\frac{1}{2} c\rho T_0 X$.

Prin deplasarea limitei de solidificare la distanța dX se degajă o cantitate de căldură, conform relației:

$$dq_a = \frac{1}{2} c\rho \cdot T \cdot dX. \tag{4.201}$$

În perioada dt de la suprafața stratului solidificat se degajă o cantitate de căldură care este acumulată de formă:

$$dq_f = \lambda \frac{T}{X} dt. \tag{4.202}$$

Ecuația de bilanț termic al prismei în perioada dt se exprimă astfel:

$$dq_k + dq_a = dq_f, \tag{4.203}$$

$$\rho L dX + \frac{1}{2} \cdot c\rho T\, dX = \lambda \frac{T}{X} dt, \tag{4.204}$$

de unde:

$$dt = \frac{\rho L + \frac{1}{2} c\rho T}{\lambda T} X\, dX. \tag{4.205}$$

Integrînd ecuația (4.205) în limitele $0 - t$ și $0 - X$ se obține:

$$t = \frac{\rho L + \frac{1}{2} c\rho T}{\lambda T} \frac{X^2}{2}; \tag{4.206}$$

de unde:

$$X = \sqrt{\frac{2\lambda T}{\rho L + \frac{1}{2} c\rho T}} \sqrt{t}. \tag{4.207}$$

Din ecuația (4.207) în valoarea de sub radical, din partea dreaptă, intră proprietățile termofizice ale aliajului (c, ρ, λ, L, T) care s-au considerat constante.

Scanned with OKEN Scanner

Notînd :

$$\sqrt{\frac{2\lambda T}{\rho L + \frac{1}{2} c \rho T}} = K, \tag{4.208}$$

în care K este coeficientul de solidificare, în $cm/s^{1/2}$.
Se obține astfel legea rădăcinii pătrate a stratului solidificat :

$$X = K\sqrt{t}. \tag{4.209}$$

Viteza de solidificare a stratului solidificat este :

$$\frac{dX}{dt} = \frac{K}{2\sqrt{t}} = \frac{K^2}{2X}. \tag{4.210}$$

Din relația (4.210) rezultă că la valori $X = 0$, viteza de solidificare este infinită. Aceasta se explică prin aceea că inițial s-a considerat că temperatura la suprafața de contact metal formă se micșorează instantaneu de la T_0 pînă la T_t.

Deci se consideră că temperatura suprafeței de contact se micșorează nu brusc și liniar, atunci se va lua în considerare numai etapa inițială de solidificare. Această situație poate fi exprimată prin relația :

$$T = A \cdot t, \tag{4.211}$$

în care A este o valoare constantă oarecare.
În acest caz, expresia (4.207) se obține sub forma :

$$X = \sqrt{\frac{2\lambda A \cdot t}{\rho L + \frac{1}{2} c \rho A t}}\sqrt{t}. \tag{4.212}$$

Întrucît pentru perioada scurtă de timp, valoarea referitoare la al doilea termen al sumei de sub radical se poate neglija, atunci relația (4.212) devine :

$$X = \sqrt{\frac{2\lambda A}{\rho L}}\, t, \tag{4.213}$$

sau :

$$X = K_i \cdot t, \tag{4.214}$$

în care K_i este coeficientul de solidificare la începutul etapei $\left(K_i = \sqrt{\frac{2A\lambda}{\rho L}}\right)$.

Așadar, la începutul etapei de solidificare stratul inițial solidificat respectă legea liniară.

În acest caz viteza de solidificare este egală cu o mărime constantă și anume :

$$\frac{dX}{dt} = K_i. \tag{4.215}$$

Primele ecuații (4.209) și (4.214) sînt verificate în practică. Domeniul de valabilitate a acestor ecuații este pînă la distanța de 5...10% din jumătatea grosimii peretelui piesei turnate.

Scanned with OKEN Scanner

Așadar, particularitățile principale ale trecerii aliajului din stare lichidă în stare solidă sînt următoarele :

— la nivel *atomic* se constată o creștere bruscă a forței legăturilor dintre atomi și realizarea la o anumită temperatură de cristalizare a rețelei cristaline cu ordine îndepărtată ;

— la nivel *microscopic* se constată apariția concomitentă a germenilor de cristalizare în foarte multe microvolume ale peretelui piesei turnate care cresc sub formă de cristale și care formează microstructura ;

— la nivel *macroscopic* se constată o creștere succesivă a peretelui solidificat determinată de condițiile de răcire, limita între stratul solidificat și stratul lichid se deplasează în timp corespunzător legii liniare sau legii rădăcinii pătrate.

O altă problemă este determinarea duratei de solidificare și a duratei totale de răcire a piesei turnate în formă.

Durata totală de răcire a piesei turnate în formă se împarte în patru etape :

etapa I, cu durata t_1 : umplerea formei cu aliaj lichid ;

etapa II, cu durata t_2 : răcirea piesei de la temperatura de turnare la temperatura lichidus ;

etapa III, cu durata t_3 : solidificarea aliajului ;

etapa IV, cu durata t_4 : răcirea piesei turnate pînă la temperatura de dezbatere.

Durata fiecărei etape se calculează dintr-un bilanț termic, scriind egalitatea între căldura cedată de metal și căldura primită de formă.

Etapa I, are o durată foarte scurtă în raport cu durata de solidificare și poate fi neglijată.

Etapa II, cedarea căldurii de supraîncălzire. Scriind egalitatea între căldura primită de formă și căldura cedată de metal, se obține :

$$\frac{F \cdot b_f (T - T_0)}{\sqrt{\pi t}}\, \mathrm{d}t = V_1 \rho_1' c_1' \mathrm{d}T, \tag{4.216}$$

în care : V_1 este volumul metalului lichid ;

ρ_1' — densitatea aliajului lichid ;

C_1' — căldura specifică a aliajului lichid ;

T_0 — temperatura inițială a formei.

Valorile lui V_1, ρ_1', C_1' sînt aproximativ egale cu cele ale aliajului solid în apropierea punctului de topire.

Separînd variabilele din relația (4.216) se obține :

$$\frac{\mathrm{d}T}{T - T_0} = \frac{b_f \cdot F}{V_1 \cdot c_1' \cdot \rho_1'} \cdot \frac{\mathrm{d}t}{\sqrt{\pi t}}, \tag{4.217}$$

de unde prin integrare rezultă :

$$\ln(T - T_0) = \frac{2 b_f \cdot F}{V_1 \cdot c_1' \cdot \rho_1'} \cdot \frac{\sqrt{t}}{\sqrt{\pi}} + C, \tag{4.218}$$

în care C este constanta de integrare care se determină din condițiile inițiale ; Pentru $t = 0$, $T = T_t$ (temperatura de turnare), rezultă $C = \ln(T_t - T_0)$.

Scanned with OKEN Scanner

Deci :

$$\ln \frac{T - T_0}{T_t - T_0} = \frac{2b_f \cdot F}{V_1 \cdot \rho_1' \cdot C_1'} \cdot \frac{\sqrt{t}}{\sqrt{\pi}}, \tag{4.219}$$

de unde :

$$t = \left[\frac{\sqrt{\pi} V_1 \rho_1' c_1'}{2b_f \cdot F} \ln \frac{T - T_0}{T_t - T_0} \right]^2. \tag{4.220}$$

Pentru : $T = T_l$ (temperatura lichidus), $t = t_2$

$$t_2 = \left[\frac{\sqrt{\pi}}{2} \frac{V_1 \cdot \rho_1' c_1'}{b_f F} \cdot \ln \frac{T_l - T_0}{T_t - T_0} \right]^2 \tag{4.221}$$

Dezvoltînd logaritmul în serie și rezumînd calculul la primul termen se poate scrie :

$$t_2 = \left[\frac{\sqrt{\pi}}{2} \frac{V_1 \rho_1' c_1'}{b_f \cdot F} \cdot \frac{T_t - T_l}{T_t - T_0} \right]^2. \tag{4.222}$$

Etapa III. Perioada de solidificare. Ecuația schimbului de căldură în timpul solidificării este :

$$\frac{F \cdot b_f (T_k - T_0)}{\sqrt{\pi t}} \cdot dt = \rho_1 L_1 dV, \tag{4.223}$$

în care : $T_k = \frac{T_l + T_s}{2}$ este temperatura medie de solidificare a unui aliaj cu interval de solidificare ;

L_1 — căldura latentă de solidificare ;

dV — elementul de volum solidificat în timpul dt.

Integrînd și ținînd seama că pentru $t = 0$, $V = 0$, constanta de integrare este zero, se obține :

$$V = \frac{2b_f \cdot F(T_k - T_s)}{\sqrt{\pi} \cdot \rho_1 L_1} \sqrt{t}, \tag{4.224}$$

de unde :

$$t = \left[\frac{\sqrt{\pi} \cdot \rho_1 \cdot L_1}{2b_f \cdot F(T_k - T_s)} \cdot V \right]^2. \tag{4.225}$$

Cînd $V = V_1$, $t = t_3$, durata solidificării este :

$$t_3 = \left[\frac{\sqrt{\pi} \cdot \rho_1 \cdot L_1}{2b_f \cdot F(T_k - T_s)} \cdot V_1 \right]^2. \tag{4.226}$$

Pornind de la relația (4.224) se poate calcula viteza de înaintare a frontului de solidificare la momentul t. Dacă se notează :

$$V = s \cdot F, \tag{4.227}$$

Scanned with OKEN Scanner

în care s este grosimea medie a stratului solidificat și apoi se egalează relația (4.227) cu (4.224) se obține:

$$s \cdot F = \frac{2b_f \cdot F(T_k - T_0)}{\sqrt{\pi} \cdot \rho_1 L_1} \sqrt{t},$$

$$s = \frac{2b_f(T_k - T_0)}{\sqrt{\pi} \cdot \rho_1 L_1} \cdot \sqrt{t}. \tag{4.228}$$

Cunoscînd grosimea stratului de metal solidificat, se poate calcula viteza de solidificare. Dacă se derivează relația (4.228) în raport cu timpul, se obține:

$$u = \frac{ds}{dt} = \frac{b_f \cdot (T_k - T_0)}{\sqrt{\pi} \cdot \rho_1 \cdot L_1} \cdot \frac{1}{\sqrt{t}}. \tag{4.229}$$

Eliminînd pe $\sqrt{t}$ între (4.228) și (4.229) se obține:

$$u = \frac{1}{s} \cdot \frac{2b_f^2(T_k - T_0)^2}{\pi \cdot \rho_1^2 \cdot L_1^2}. \tag{4.230}$$

Din relația (4.230) rezultă că viteza de înaintare a frontului de solidificare scade pe măsură ce crește grosimea (s) a stratului solidificat, variația fiind hiperbolică.

Etapa IV. Răcirea piesei solidificate pînă la temperatura de dezbatere. Ecuația de schimb de căldură în această pericadă este:

$$\frac{b_f \cdot F(T - T_0)}{\sqrt{\pi t}} dt = V_1 \cdot \rho_1 \cdot c_1 \, dT. \tag{4.231}$$

Se procedează ca la etapa II, schimbîndu-se însă condițiile inițiale.
Condițiile în acest caz sînt: $t = 0$; $T = T_s$ (temperatura de solidificare)
$t = t_4$, $T = T_d$ (temperatura de dezbatere).

Relația finală pentru calculul duratei perioadei de răcire a piesei pînă la dezbatere este

$$t_4 = \left[\frac{\sqrt{\pi}}{2} \cdot \frac{V_1 \cdot \rho_1 \cdot c_1}{b_f \cdot F} \cdot \frac{T_s - T_d}{T_s - T_0}\right]^2. \tag{4.232}$$

Durata totală a procesului de răcire a piesei în formă este:

$$t = t_1 + t_2 + t_3 + t_4.$$

Metoda prezentată permite să se calculeze cantitatea de căldură cedată de metalul lichid formei, precum și parametrii de solidificare (viteza de înaintare a frontului de solidificare, și durata solidificării). Metoda este totuși aproximativă deoarece consideră că temperatura la interfața metal-formă rămîne constantă iar constantele termofizice (ρ, c, λ) le consideră constante ceea ce nu corespunde cu procesul real de solidificare.

Scanned with OKEN Scanner

Capitolul V

PROCESELE DE CONTRACȚIE ÎN ALIAJELE TURNATE

5.1. NATURA FIZICĂ A CONTRACȚIEI

Prin procese de contracție se înțelege totalitatea fenomenelor de micșorare a volumului (și dimensiunilor) aliajului turnat în formă la răcirea lui în stare lichidă, la solidificare și în stare solidă.

Procesele de contracție prezintă o deosebită influență asupra formării unor defecte în pereții pieselor turnate sub formă de cavități (retasuri), sub formă de deformații și încovoieri sau sub formă de crăpături.

Contracția aliajelor la răcire se datorește următoarelor cauze :

— dezvoltarea componentei anarmonice în procesul de oscilare a atomilor față de pozițiile lor medii (fig. 5.1). La temperatura de zero absolut distanța între atomi este minimă și este egală cu r_0. Odată cu creșterea temperaturii pînă la T_1, această distanță se mărește pînă la r_T, ca rezultat al abaterilor mari de la valoarea medie prezentate pe partea dreaptă a curbei, față de curba din stînga ;

— transformările alotropice ale aliajelor în stare solidă exprimate prin variația tipului și parametrilor rețelei cristaline care se manifestă printr-o schimbare bruscă a dimensiunilor peretelui. Aceste transformări pot să producă fie dilatări, fie contracție ;

— variația de volum care are loc la schimbarea stării de agregare, adică în timpul cristalizării.

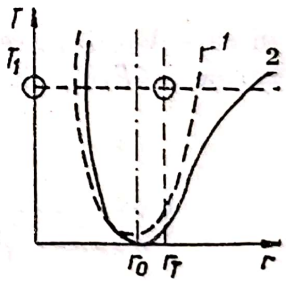


Fig. 5.1. Dependența distanței dintre doi atomi învecinați r în funcție de temperatura T în cazul pendulării armonice *(1)* și anarmonice *(2)*.

Majoritatea metalelor și aliajelor la solidificare își micșorează volumul și numai cîteva din ele și-l măresc (Ga, Sb, Bi, Li). Caracteristicile numerice ale schimbării dimensiunilor corpurilor la răcire se numesc *coeficienți de contracție.*

Coeficienții de contracție pot fi în mărimi de volum sau liniare în unități sau în procente. Pentru aprecierea contracției în stare lichidă și la solidificare se utilizează unități de volum iar pentru contracția în stare solidă, de obicei, se utilizează unități liniare. De fapt, fiecare contracție este de volum.

Scanned with OKEN Scanner

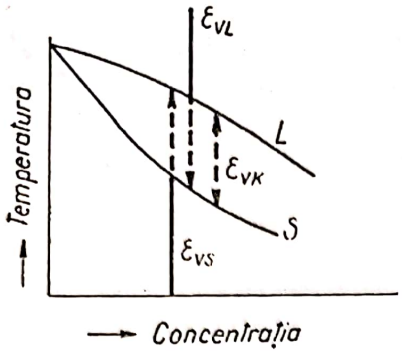


Fig. 5.2. Domeniile de temperatură în care au loc procesele de contracţie.

Contracţia aliajelor poate avea loc în toate cele trei etape principale ale răcirii: în stare lichidă; în timpul solidificării; în stare solidă.

a. *Contracţia aliajului în stare lichidă.* Contracţia în stare lichidă a aliajului are loc în intervalul de temperatură cuprins între temperatura de turnare şi temperatura lichidus (fig. 5.2) şi este simbolizată prin ε_{vl}. Ea se manifestă prin micşorarea volumului exprimat în %/grd. în intervalul de temperatură $T_t - T_l$. În acest caz volumul V_T este volumul aliajului la temperatura de turnare iar V_l, volumul aliajului la temperatura lichidus. Contracţia în stare lichidă se manifestă prin micşorarea nivelului aliajului lichid turnat în cavitatea formei (fig. 5.3). Contracţia volumică în stare lichidă este:

$$\varepsilon_{vl} = \alpha_l (T_t - T_l) \cdot 100 \quad [\%] \tag{5.1}$$

în care: ε_{vl} este contracţia volumică a aliajului la răcirea în stare lichidă;
α_l — coeficientul de contracţie volumică a aliajului la răcirea în stare lichidă;
T_t — temperatura de turnare a aliajului, în °C;
T_l — temperatura lichidus (de început de solidificare) a aliajului, în °C.

Rezultă că, contracţia în stare lichidă a aliajului este influenţată de coeficientul de contracţie în stare lichidă şi de gradul de supraîncălzire $\Delta T_{sup} = T_t - T_l$.

Deci, relaţia (5.1) se mai poate scrie:

$$\varepsilon_{vl} = \alpha_l \cdot \Delta T_{sup} \cdot 100. \quad [\%]. \tag{5.2}$$

Coeficientul de contracţie în stare lichidă la rîndul lui este:

$$\alpha_l = \frac{V_T - V_l}{V_l (T_t - T_l)}, \tag{5.3}$$

în care V_T şi V_l reprezintă volumul ocupat de aliajul lichid la temperatura de turnare (T_t) şi la temperatura lichidus (T_l).

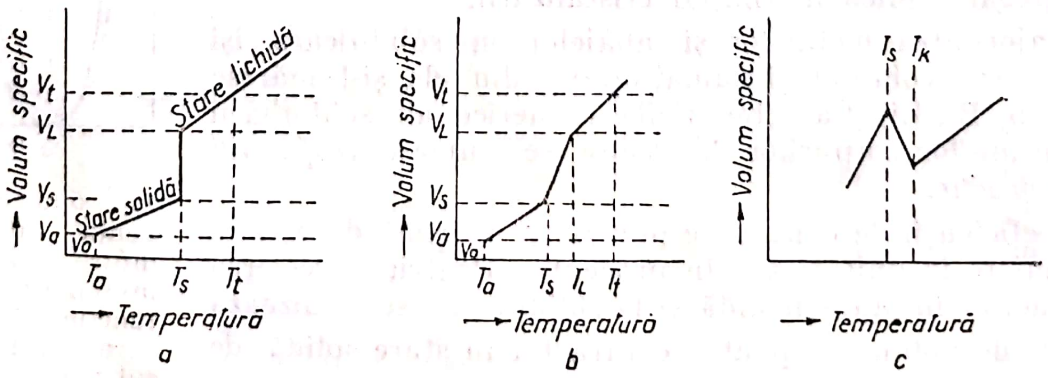


Fig. 5.3. Variaţia volumului specific în funcţie de temperatură:
a — metal pur; *b* — aliaj cu interval de solidificare; *c* — aliaj cu dilatare.

Rezultă că :

$$V_T - V_l = \alpha_l \cdot V_l (T_l - T_l). \tag{5.4}$$

b. *Contracția aliajului la solidificare.* Contracția de solidificare are loc fie la temperatură constantă (metale pure, aliajele eutectice, figura 5.3, *a*) fie într-un interval de temperatură $T_l - T_s$. În acest caz coeficientul de contracție la solidificare poate fi apreciat în două moduri :

$$\alpha_K = \frac{V_l - V_s}{V_l}; \tag{5.4}$$

$$\alpha'_K = \frac{V_l - V_s}{V_s}, \tag{5.5}$$

în care : V_l și V_s reprezintă volumele ocupate de aliaj în stare lichidă și în stare solidă ;

α_K — coeficientul de contracție la solidificare (cristalizare).

Ținînd seama că : $V_s = V_l(1 - \alpha_K)$ și $V_l = V_s(1 - \alpha'_K)$ se poate stabili următoarea relație între α_K și α'_K :

$$\alpha_K = \frac{\alpha'_K}{1 + \alpha'_K}. \tag{5.6}$$

Întrucît valorile coeficienților α_K și α'_K sînt mici în comparație cu unitatea, diferențele dintre aceste două moduri de apreciere a contracției nu prezintă importanță practică.

Așadar, contracția la solidificare (ε_{VK}) se manifestă prin micșorarea continuă a volumului specific cauzat de trecerea aliajului din stare lichidă în stare solidă, cînd are loc o micșorare pronunțată a distanței dintre atomi :

$$\varepsilon_{VK} \approx \alpha_K. \tag{5.7}$$

Deci, contracția la solidificare este aproximativ egală cu coeficientul de contracție volumică la solidificare (α_K).

c. *Contracția aliajului în stare solidă*, după solidificare poate fi determinată cu ajutorul relației :

$$\varepsilon_{vs} = \alpha_s (T_s - T_0) \cdot 100, \ [\%] \tag{5.8}$$

sau :

$$\varepsilon_{vs} = \frac{V_s - V_0}{V_0}, \tag{5.9}$$

în care : ε_{vs} este contracția volumetrică în stare solidă ;

α_s — coeficientul de contracție volumetrică în stare solidă ;

T_s — temperatura solidus ;

T_0 — temperatura ambiantă (+20°C) ;

V_s, V_0 — volumul aliajului la temperatura T_s și respectiv la temperatura T_0.

Scanned with OKEN Scanner

Deşi, contracţia aliajului în stare solidă este volumică şi ea se exprimă de obicei mai bine prin variaţia dimensiunilor exterioare ale piesei solidificate în timpul răcirii, în mm/mm sau mm/grd sau în %/grd.

Din acest motiv contracţia este denumită liniară. În acest caz $\alpha_{vs} = 3\alpha_s$ (α_s este contracţia liniară în stare solidă). Coeficientul de contracţie în stare solidă este :

$$\alpha_s = \frac{L_s - L_0}{L_0(T_s - T_0)}, \tag{5.10}$$

în care : L_s este lungimea piesei la temperatura de sfîrşit de solidificare (T_s) ;

L_0 — lungimea piesei la temperatura ambiantă (T_0).

Dacă nu se menţionează intervalul de temperatură la care se referă contracţia liniară, atunci rezultă că acest interval este cuprins între temperatura de sfîrşit de solidificare şi temperatura mediului ambiant.

Aceasta reprezintă contracţia liniară în stare solidă de care se ţine seama atunci cînd se stabilesc dimensiunile garniturii de model.

Din figura 5.2 rezultă că, contracţia în stare lichidă are loc în două etape de temperatură şi anume :

— în intervalul de temperatură $T_t - T_l$, cînd aliajul se găseşte în stare supraîncălzită şi într-o zonă constituită în întregime din fază lichidă (linia plină) ;

— în intervalul de temperatură $T_l - T_s$, adică în timpul cristalizării aliajului, cînd faza lichidă vine în contact cu faza solidă (linia punctată) ;

De asemenea, contracţia în stare solidă, poate fi şi ea împărţită în două etape :

— contracţia fazei solide în timpul solidificării cînd volumul fazei solide se măreşte pe seama micşorării volumului fazei lichide (linia punctată). Cu toate acestea concomitent faza solidă se contractă, iar cu micşorarea temperaturii se micşorează parametrii reţelei cristaline şi deci se micşorează şi dimensiunile exterioare ale fazei solide ;

— contracţia după terminarea solidificării. Volumul fazei solide se micşorează continuu datorită scăderii valorilor parametrilor atomici şi micşorarea dimensiunilor exterioare. Deci, primul stadiu al contracţiei solide, are loc în intervalul $T_l - T_s$ iar al doilea stadiu în intervalul $T_s - T_0$ (linia punctată).

Corelaţia dintre coeficienţii de contracţie volumetrică (α_v) şi liniară (α_s) poate fi stabilită plecînd de la un cub cu lungimea laturii l_T la temperatura iniţială. Dacă acest cub se răceşte de la temperatura T_0 pînă la T, atunci lungimea laturii l_T va fi :

$$l_T = l_0[1 - \alpha_s(T_0 - T)]. \tag{5.11}$$

Dacă volumul iniţial al cubului a fost $V_0 = l_0^3$, atunci după răcire la temperatura T el va fi :

$$V_T = l_0^3[1 - \alpha_s(T_0 - T)]^3. \tag{5.12}$$

Scanned with OKEN Scanner

Coeficientul de contracție volumetrică atît pentru faza lichidă cît și pentru cea solidă este:

$$\alpha_v = \frac{l_0^3 - l_0^3[1 - \alpha_s(T_0 - T)]^3}{l_0^3(T_0 - T)} =$$

$$= \frac{3\alpha_s(T_0 - T) - 3[\alpha_s(T_0 - T)]^2 + [\alpha_s(T_0 - T)]^3}{T_0 - T.} \qquad (5.13)$$

Întrucît valoarea lui α_s este mică, atunci termenii care se găsesc la puterea 2-a și a 3-a pot fi neglijați și deci:

$$\alpha_v = 3\alpha_s. \qquad (5.14)$$

e. *Contracția de turnare* se referă la variația dimensiunilor pieselor turnate în intervalul de temperatură $T_t - T_0$. Coeficientul de contracție la turnare se calculează cu relația:

$$\alpha_t = \frac{l_t - l_0}{l_0} \cdot 100, \ [\%], \qquad (5.15)$$

în care: α_t este coeficientul de contracție de turnare;
l_t — dimensiunea cavității piesei la turnare;
l_0 — dimensiunea piesei la temperatura ambiantă.

Contracția la turnare reprezintă variația dimensiunilor piesei turnate față de cavitatea formei în care s-a turnat aliajul lichid. Deci, contracția la turnare (ε_t) este:

$$\varepsilon_t = \alpha_t(T_t - T_0) \cdot 100, \ [\%]. \qquad (5.16)$$

Dependența dimensiunilor de temperatură în cazul metalelor și aliajelor deși este apropiată de cea liniară, totuși nu este perfect liniară și din acest motiv coeficienții de contracție se determină ca valori medii pentru un interval de temperatură dat. Valorile coeficienților de contracție pentru principalele metale care stau la baza aliajelor de turnătorii sînt prezentate în tabelul 5.1.

Tabelul 5.1

Valorile coeficienților de contracție în părți de unitate

Metalul de bază al aliajului	$\alpha_l \cdot 10^6$ (contracție volumică)	α_k (contracție volumică)	$\alpha_s \cdot 10^6$ (contracție liniară)	$\alpha_v \cdot 10^6$ (contracție volumică)
Aluminiu	~40	0,066	21	63
Magneziu	~35	0,051	29	87
Cupru	20	0,044	20	60
Fier	9	0,030	12	36
Titan	—	0,010	10	30

Din analiza valorilor coeficienților de contracție rezultă următoarele:
— valorile cele mai mari ale contracției se constată la schimbarea stării de agregare (adică la solidificare);
— în ceea ce privește contracția în stare lichidă aceasta poate să difere puternic de la aliaj la aliaj, întrucît coeficienții de contracție volumică în stare lichidă sînt foarte diferiți (de la 9 la 40);
— contracția liniară sau volumică în stare solidă este mai puțin influențată de natura metalului decît celelalte două tipuri de contracție.

Scanned with OKEN Scanner

În tabelul 5.2 se dă contracția volumetrică la solidificare pentru unele aliaje frecvent utilizate în practica turnării pieselor : bronzuri, alame, aliaje de aluminiu, aliaje de magneziu, fonte albe, fonte cenușii, oțeluri.

Tabelul 5.2

Contracția de volum la solidificarea unor aliaje de turnătorie

Aliajul	Contracția de volum, în %	Aliajul	Contracția de volum, în %
Oțel carbon (0,5% C)	2,5...3,0	Aliaje de magneziu	5,2...6%
Oțel carbon (1% C)	4,0	Bronz cu staniu	6,3...7,4%
Fontă albă	4...4,5	Bronz cu aluminiu	4,0...5,0
Fontă cenușie	—2,5 (dilatare)	Bronz cu magnan	4,8...6,2
Aliaje de aluminiu	4...7	Alame	4,9...7,1
		Silumin (AT Si 12)	3,8...4

Din datele prezentate rezultă :

— aliajele neferoase au contracție volumetrică mai mare decît aliajele feroase ;

— contracția la solidificare este mai mare decît contracția în stare lichidă și în stare solidă ;

— la fontele cenușii se constată o anomalie și anume valoarea contracției la solidificare este negativă, adică în loc de contracție se produce o dilatare ;

— contracția volumetrică la solidificare a principalelor aliaje utilizate în turnătorie variază în limite relativ înguste, adică între 2,5...7,5%. Acest lucru se explică prin aceea că majoritatea metalelor care stau la baza aliajelor de turnătorie au parametrii rețelei cristaline apropiate și care fac parte din sistemul cubic.

În ceea ce privește contracția volumetrică în stare lichidă aceasta depinde foarte mult de temperatura de turnare și este $\varepsilon_{vl} = 1...1{,}5\%$ pentru fiecare 100°C supraîncălzire, iar contracția volumetrică în stare solidă $\varepsilon_{vs} = 0...6\%$ (valorile zero se constată în cazul fontelor).

Așadar, contracția aliajelor în stare lichidă, în stare solidă și la solidificare este determinată în principal de intervalul de temperatură la care se referă procesul de contracție și de natura metalelor care stau la baza aliajelor tehnice utilizate în turnătorii.

5.2. FORMAREA RETASURII ÎN PEREȚII PIESELOR TURNATE

5.2.1. MECANISMUL FORMĂRII RETASURII

Retasurile reprezintă goluri (cavități) care apar în anumite zone ale pereților pieselor turnate în timpul solidificării aliajelor.

Mecanismul formării retasurii poate fi explicat cu ajutorul figurii 5.4 care reprezintă procesul solidificării unei piese simple de tipul lingoului cu baza mare sus (invers conic).

Scanned with OKEN Scanner

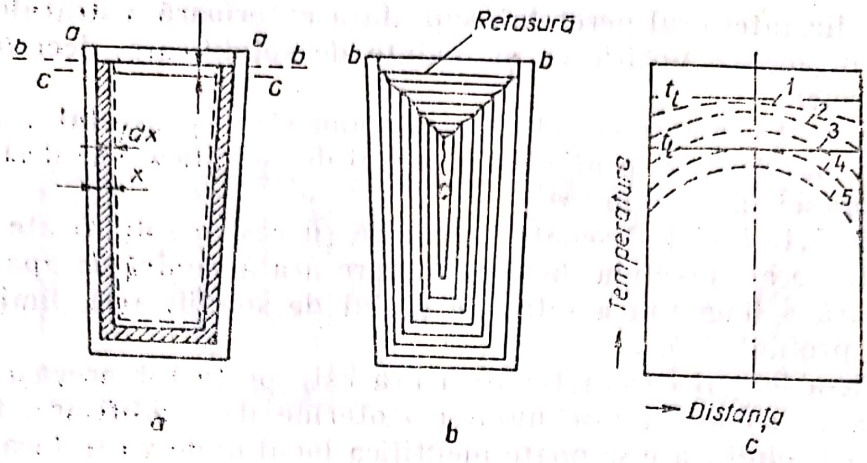


Fig. 5.4. Desfășurarea procesului de solidificare a aliajului dintr-un lingou și modul de formare a retasurii :
a — începutul solidificării ; *b* — sfîrșitul solidificării ; *c* — variația temperaturii pe secțiunea lingoului în diferite momente ale solidificării.

La început forma este umplută cu aliaj lichid la temperatura de turnare pînă la nivelul $a-a$ (fig. 5.4, *a*) ; sub acțiunea de răcire a pereților formei (lingotierei) în aliaj ia naștere un gradient de temperatură de la centru spre pereți.

Cînd stratul de aliaj în contact cu pereții formei s-a răcit pînă la temperatura curbei lichidus (T_l), în interiorul peretelui piesei temperatura aliajului lichid T_m va fi mai înaltă, însă inferioară temperaturii de turnare T_t (fig. 5.4, *c*, curba *1*). Scăderii de temperatură de la T_t la T_m (pentru axa termică a peretelui piesei) sau scăderii de temperatură de la T_t la T_l (pentru suprafața peretelui piesei) îi corespunde o contracție a volumului aliajului lichid, astfel că nivelul lui scade de la $a-a$ la $b-b$ (fig. 5.4, *a*).

Prin continuarea procesului de răcire a aliajului de la suprafața peretelui piesei, se va solidifica, pînă la un moment dat, un strat de lichid cu grosimea x notat în figura 5.4, *a* prin linie punctată. Volumul ocupat de stratul solidificat este mai mic decît al lichidului din care provine. Grosimea stratului solidificat, notat în figură prin linie plină va fi deci $x-dx$.

Notînd cu A suprafața de contact între lichid și stratul solidificat la momentul considerat, micșorarea de volum va fi :

$$-dV = A \cdot dx. \tag{5.17}$$

În consecință, nivelul lichidului va scădea cu o cantitate dh (fig. 5.4, *a*) de la $b-b$ la $c-c$.

Dacă se notează cu S suprafața superioară a lingoului se obține :

$$-dV = S dh. \tag{5.18}$$

Din egalitatea celor două relații rezultă scăderea de nivel :

$$dh = \frac{A}{S}\, dx. \tag{5.19}$$

Micșorarea volumului se manifestă printr-o subțiere a stratului solidificat cu dx dinspre interior (fig. 5.4, *a*), deoarece datorită presiunii coloanei de

Scanned with OKEN Scanner

aliaj lichid din interiorul peretelui, suprafața exterioară a stratului solidificat se găsește în aceeași poziție ca și înainte de solidificare, deci în contact cu peretele formei.

În momentul următor se solidifică un nou strat și nivelul scade din nou cu dh și așa mai departe, pînă cînd procesul de solidificare se desfășoară pînă în centrul piesei (axa termică).

În figura 5.4, *b* sînt desenate straturile succesive solidificate în pozițiile corespunzătoare ale nivelului lichidului, care arată modul de apariție la partea superioară a lingoului a retasurii (golul de solidificare), limitată de suprafața cu profilul *bcb*.

Liniile de-a lungul cărora temperatura este peste tot aceeași și egală cu temperatura de solidificare se numesc izoterme de solidificare. Cu ajutorul izotermelor de solidificare se poate identifica locul unde va fi localizată retasura în peretele piesei turnate.

În figura 5.5 folosind metoda izotermelor de solidificare se identifică formarea retasurii în cazul unui lingou normal conic (fig. 5.5, *a*) și în cazul unui lingou cilindric (fig. 5.5, *b*).

În cazul din figura 5.5, *a* pe lîngă retasura principală deschisă apare și o retasură secundară închisă, iar în cazul figurii 5.5, *b* pe lîngă retasura principală deschisă apare și o porozitate axială deoarece în axă se produce o solidificare simultană.

Mecanismul de formare al retasurii se poate explica și în alt mod folosind modelul fizic din figura 5.6 unde sînt reprezentate 4 etape ale procesului de formare a retasurii.

În figura 5.6, *a* cavitatea formei este umplută cu aliaj lichid turnat la temperatura lichidus și deci solidificarea începe imediat la contactul cu pereții formei.

În figura 5.6, *b* se arată modul de apariție a crustei solidificate la suprafața peretelui piesei și astfel se obține un vas închis în interiorul căruia se găsește aliajul lichid. Pe măsură ce procesul de răcire se desfășoară, are loc contracția aliajului lichid precum și a crustei solidificate și contracția datorită schimbării stării de agregare la suprafața frontului de cristalizare.

Contracția aliajului lichid și micșorarea cauzată de contracția aliajului care trece din stare lichidă în stare solidă este mai mare decît contracția crustei solidificate, adică decît micșorarea dimensiunilor liniare pe secțiunea peretelui piesei. Din acest motiv aliajul se desprinde sub propria greutate de suprafața crustei superioare și se creează o cavitate (fig. 5.6, *c*). Deci, deasupra coloanei de aliaj lichid, apare o cavitate închisă denumită *retasură*. La sfîrșitul procesului de solidificare această retasură se găsește sub formă de cavitate cu dimensiuni mari (fig. 5.6, *d*).

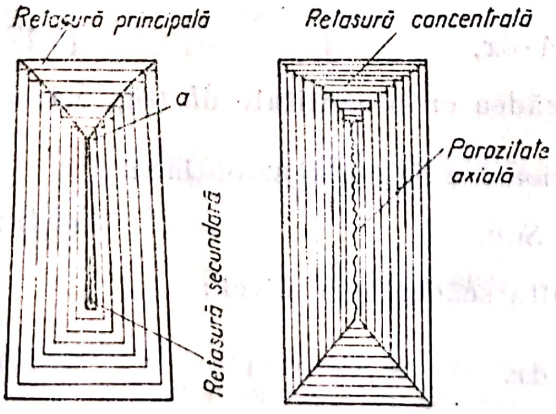


Fig. 5.5. Formarea retasurii în lingouri normal conice *(a)* și lingouri cilindrice *(b)*.

În cavitatea astfel formată se degajă gaze, întrucît există o depresiune și deci difuzează gaze din aliajul lichid în curs de solidificare. Dar datorită

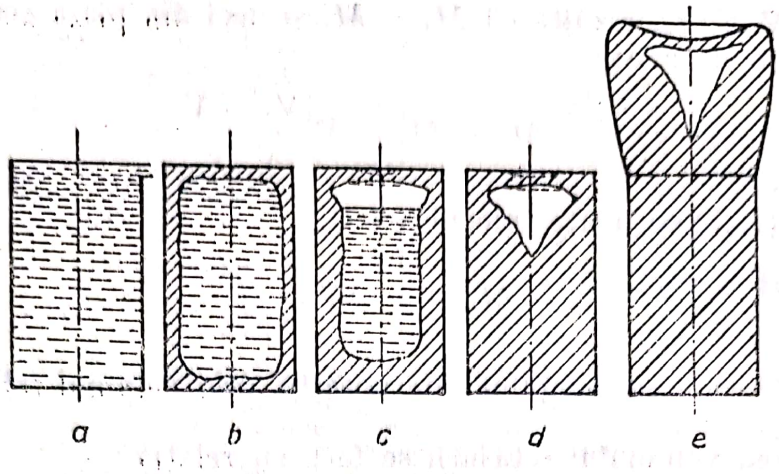


Fig. 5.6. Modul de formare a retasurii *(a, b, c, d)* și de îndepărtare din piesă cu ajutorul maselotei *(e).*

faptului că presiunea este mai mică decît cea atmosferică este posibilă deformarea crustei superioare (fig. 5.6, *d*, linia punctată).

Pentru evitarea formării acestor cavități, numite goluri de solidificare sau retasuri, este necesar ca în timpul solidificării, pe măsura formării lor să se alimenteze cu aliaj lichid suplimentar. Acest lucru se realizează prin utilizarea unor „rezervoare" suplimentare de aliaj lichid sub formă de adaosuri denumite *maselote* (fig. 5.6, *e*). Faza lichidă din maselotă sub acțiunea forțelor gravitaționale se deplasează în peretele piesei turnate și compensează golul cauzat de contracție la solidificare. În acest caz retasura se formează în maselotă (fig. 5.6, *e*).

Rezultă că volumul de retasură este în funcție de valoarea celor trei tipuri de contracții care au loc după turnarea aliajului în formă (fig. 5.2) :

$$V_r = \varphi(\varepsilon_{vl}, \pm\varepsilon_{vk}, \pm\varepsilon_{vs}). \tag{5.20}$$

În timp ce contracția în stare lichidă (ε_{vl}) determină creșterea volumului de retasură, contracția la solidificare (ε_{vk}) și contracția în stare solidă (ε_{vs}) pot mări sau micșora volumul de retasură.

Pentru practică prezintă interes în mod deosebit volumul și poziția retasurii în peretele piesei turnate.

Principiul de calcul al volumului retasurii are în vedere necesitatea obținerii unei piese turnate compacte (fără goluri).

Pentru aceasta este necesar ca după solidificare, cavitatea formei cu volum V să fie umplută cu aliaj solid cu densitatea ρ_s (volumul specific V_s corespunzător temperaturii de sfîrșit de solidificare conform figurii 5.3, *b*). Masa aliajului introdus în piesă ar trebui deci să fie :

$$M = \rho_s \cdot V = \frac{V}{V_s}. \tag{5.21}$$

În realitate piesa (cavitatea formei) se umple cu aliaj lichid cu volumul specific V_t, corespunzător temperaturii de turnare T_t. Masa aliajului turnat efectiv în piesă este :

$$M_t = \frac{V}{V_t}. \tag{5.22}$$

Deoarece $V_t > V_s$, rezultă că $M_t < M_s$ și deci din piesa solidificată lipsește cantitatea de aliaj :

$$\Delta M = M_s - M_t = V \cdot \frac{V_t - V_s}{V_t \cdot V_s} . \tag{5.23}$$

În relația (5.23) se poate înlocui :

$$M_s - M_t = \rho_s \cdot \Delta V = \frac{\Delta V}{V_s} , \tag{5.24}$$

în care ΔV este volumul aliajului care lipsește, deci volumul retasurii (goluri de solidificare).

Determinarea volumului retasurii se face cu relația :

$$\Delta V = V \cdot \frac{V_t - V_s}{V_t} = \frac{V}{V_t}[(V_t - V_l) + (V_l - V_s)], \tag{5.25}$$

$$\Delta V \cong M_t[(V_t - V_l) + (V_l - V_s)]. \tag{5.26}$$

Din relația 5.26 rezultă că volumul retasurii este influențat de următorii factori :

— contracția de solidificare, adică de diferența de volum $V_l - V_s$;
— temperatura de supraîncălzire, adică diferența de volum între $V_t - V_l$;
— masa și deci volumul piesei turnate.

Cu cît valorile acestora sînt mai mari cu atît și volumul retasurii este mai mare.

Volumul retasurii variază la aliajele tehnice în limite largi, astfel în cazul oțelurilor $V_r = 3 \ldots 10\%$, față de volumul inițial ocupat de aliajul lichid la fonte cenușii $V_r = 1{,}5 \ldots 2{,}5\%$; fonte modificate $V_r = 2 \ldots 3{,}5\%$; fonte albe $V_r = 2{,}5 \ldots 6\%$; fonte cu grafit nodular $V_r = 0 \ldots 13\%$.

Limitele largi de variație a volumului de retasură sînt determinate de complexitatea proceselor de contracție care au loc în timpul solidificării. Aceste procese complexe sînt determinate de influența concomitentă a mai multor factori.

Retasura se formează datorită celor trei feluri de contracție care au loc în timpul solidificării aliajului din peretele piesei turnate.

În această perioadă, coexistă faza lichidă a cărei contracție se manifestă prin coborîrea nivelului coloanei de aliaj lichid și faza solidă a cărei contracție se manifestă prin micșorarea dimensiunilor pereților. În afară de aceasta, la suprafața frontului de solidificare, are loc un proces continuu de contracție ca urmare a schimbării stării de agregare care determină de asemenea micșorarea nivelului coloanei de aliaj lichid din interiorul peretelui piesei.

Contracția se termină în momentul în care dispare ultima picătură de fază lichidă. Mai puțin evident este momentul de început al procesului de solidificare ; acesta depinde de durata turnării, de temperatura de turnare, de modul de desfășurare a procesului de solidificare.

Pentru stabilirea mecanismului apariției retasurii trebuie luate în considerare cele trei tipuri de contracții : contracția în stare lichidă ; contracția la solidificare și contracția în stare solidă.

Să urmărim cum variază valoarea acestor contracții în timp pentru ca pe baza lor să se aprecieze variația volumului retasurii.

Scanned with OKEN Scanner

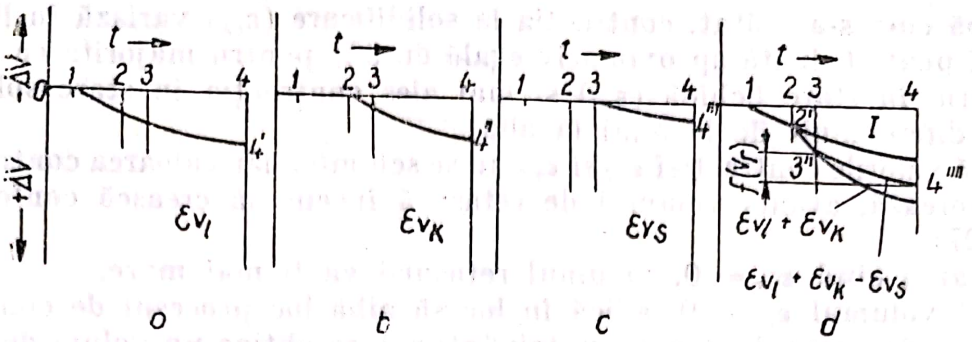


Fig. 5.7. Variaţia în timp a diferitelor tipuri de contracţie :
a — variaţia contracţiei în stare lichidă ; *b* — variaţia contracţiei la solidificare ; *c* — variaţia contracţiei crustei solidificate în perioada de solidificare a peretelui piesei ; *d* — suma algebrică a contracţiilor ($\varepsilon_{vl} + \varepsilon_{vk} - \varepsilon_{vs}$) ; *1* — momentul turnării (T_t) ; *2* — începutul procesului de solidificare (T_L) ; *3* — începutul contracţiei crustei exterioare solidificate T_k) ; *4* — sfîrşitul procesului de solidificare (Ts) ; $+\Delta V$ — contracţie ; $-\Delta V$ — dilatare.

În figura 5.7 se arată schematic variaţia diferitelor tipuri de contracţii. Pe abscisă sînt reprezentate principalele momente care privesc variaţia de volum : volumul iniţial la temperatura de turnare *(1)* volumul aliajului corespunzător temperaturii lichidus *(2)*; volumul (sau dimensiunile) peretelui piesei turnate în momentul începerii contracţiei liniare *(3)*; volumul (sau dimensiunile) piesei turnate la sfîrşitul procesului de solidificare *(4)*. Contracţia aliajului lichid are loc aproximativ după curba *1—4'* (fig. 5.7, *a*). Contracţia la solidificare are loc după *2—4''* (fig. 5.7, *b*). Contracţia crustei solidificate în perioada procesului de solidificare se desfăşoară după curba *3—4'''* (fig. 5.7, *c*).

Volumul retasurii se formează începînd cu momentul *3* adică odată cu apariţia crustei solidificate, capabilă să se contracte la suprafaţa peretelui piesei.

În figura 5.7, *d* se prezintă însumarea algebrică a celor trei tipuri de contracţii : contracţia în stare lichidă, contracţia la solidificare, contracţia în stare solidă.

Întrucît contracţia în stare solidă determină micşorarea volumului de retasură, deoarece micşorarea dimensiunilor pereţilor pieselor turnate determină comprimarea aliajului din interiorul peretelui şi ridicarea nivelului acesteia în partea superioară, rezultă că, din punct de vedere al volumului retasurii, curba de contracţie a crustei în stare solidă, în timpul solidificării, trebuie scăzută din valoarea totală. De aceea traseul contracţiei totale va fi următorul *1—2'—3''—4''''*. Deci, cele trei tipuri de contracţii au loc în acelaşi timp şi în fiecare moment pot fi însumate algebric şi ca urmare volumul retasurii va fi :

$$V_{ret} = const. \ (\varepsilon_{vl} + \varepsilon_{vk} - \varepsilon_{vs}). \qquad (5.27)$$

Deci, micşorarea volumului (fig. 5.7, *d*) are loc după o curbă cu inflexiuni *1—2'—3''—4''''*, diferenţa dintre coordonatele punctelor *3''* şi *4''''* este proporţională cu mărimea volumului retasurii, adică (V_{ret}), iar curba reprezintă modul de variaţie a volumului acesteia în timpul corespunzător de la turnare şi pînă la sfîrşitul solidificării.

Scanned with OKEN Scanner

După cum s-a arătat, contracția la solidificare (ε_{vk}) variază în limite înguste și poate fi luată aproximativ egală cu 3% pentru majoritatea aliajelor, contracția în stare lichidă (ε_{vl}) și mai ales contracția în stare solidă (ε_{vs}) pot să difere mult de la aliaj la aliaj.

Dacă valorile contracției ε_{vl} și ε_{vk} nu se schimbă, iar valoarea contracției ε_{vs} se micșorează, atunci volumul de retasură începe să crească conform relației (5.27).

În cazul cînd $\varepsilon_{vs} = 0$, volumul retasurii va fi mai mare.

Dacă volumul $\varepsilon_{vs} < 0$, adică în loc să aibă loc procesul de contracție a crustei solide apare dilatarea acesteia, atunci, se obține un volum de retasură maxim :

$$V_{ret} = const.\ (\varepsilon_{vl} + \varepsilon_{vk} + \varepsilon_{vs}). \qquad (5.28)$$

Posibilitatea dilatării crustei solide de la suprafața peretelui în curs de solidificare poate să aibă loc, de exemplu în cazul fontelor cu grafit nodular datorită procesului de grafitizare indirectă care este însoțit de creșterea de volum.

În figura 5.8 se arată influența contracției crustei solide de la suprafața peretelui în curs de solidificare asupra contracției totale și asupra volumului total de retasură :

în cazul a : $\varepsilon_{vl} + \varepsilon_{vk} = \varepsilon_{vs}$, deci $V_{ret} = 0$; (5.29)

în cazul b : $\varepsilon_{vs} = 0$; deci $V_{ret} = const.\ (\varepsilon_{vl} + \varepsilon_{vk})$; (5.30)

în cazul c : $\varepsilon_{vs} < 0$; deci $V_{ret} = const.\ (\varepsilon_{vl} + \varepsilon_{vk} + \varepsilon_{vs})$. (5.31)

În cazul fontelor cenușii poate să aibă loc procesul de grafitizare directă (adică separarea grafitului în interiorul fazei lichide).

Întrucît grafitizarea are loc cu mărire de volum, va determina ridicarea nivelului lichidului din interiorul peretelui piesei și aceasta conduce la micșorarea volumului de retasură. Cantitatea de grafit în fontele cenușii care se separă la cristalizarea eutectică este cu atît mai mare cu cît fontele sînt mai apropiate de eutectic (fig. 5.9).

Din figura 5.9 rezultă că în momentul 5, adică în timpul procesului de solidificare după ce s-a format crusta solidă la suprafața peretelui piesei, începe să se separe grafitul în lichidul din interiorul peretelui piesei, proces însoțit de o mărire de volum (simbolizat cu ε'_{vk}). Deci ε'_{vk} este contracție de solidificare, dar cu mărire de volum.

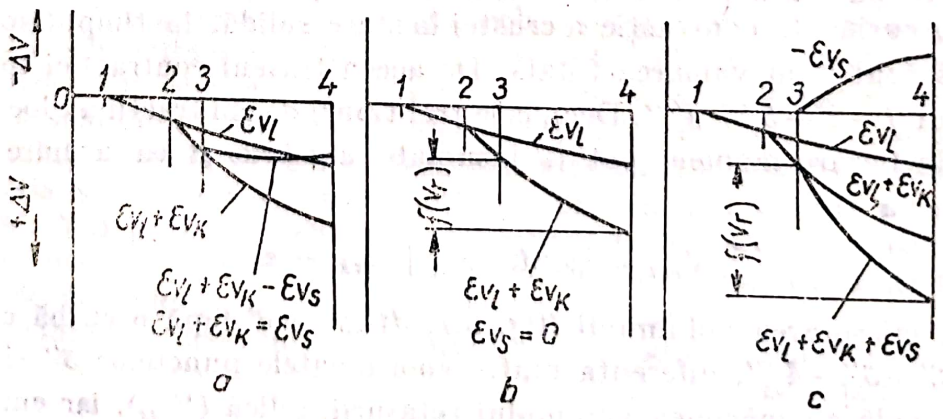


Fig. 5.8. Influența modului de contracție a crustei solidificate de la suprafața peretelui în curs de solidificare asupra mărimii volumului de retasură.

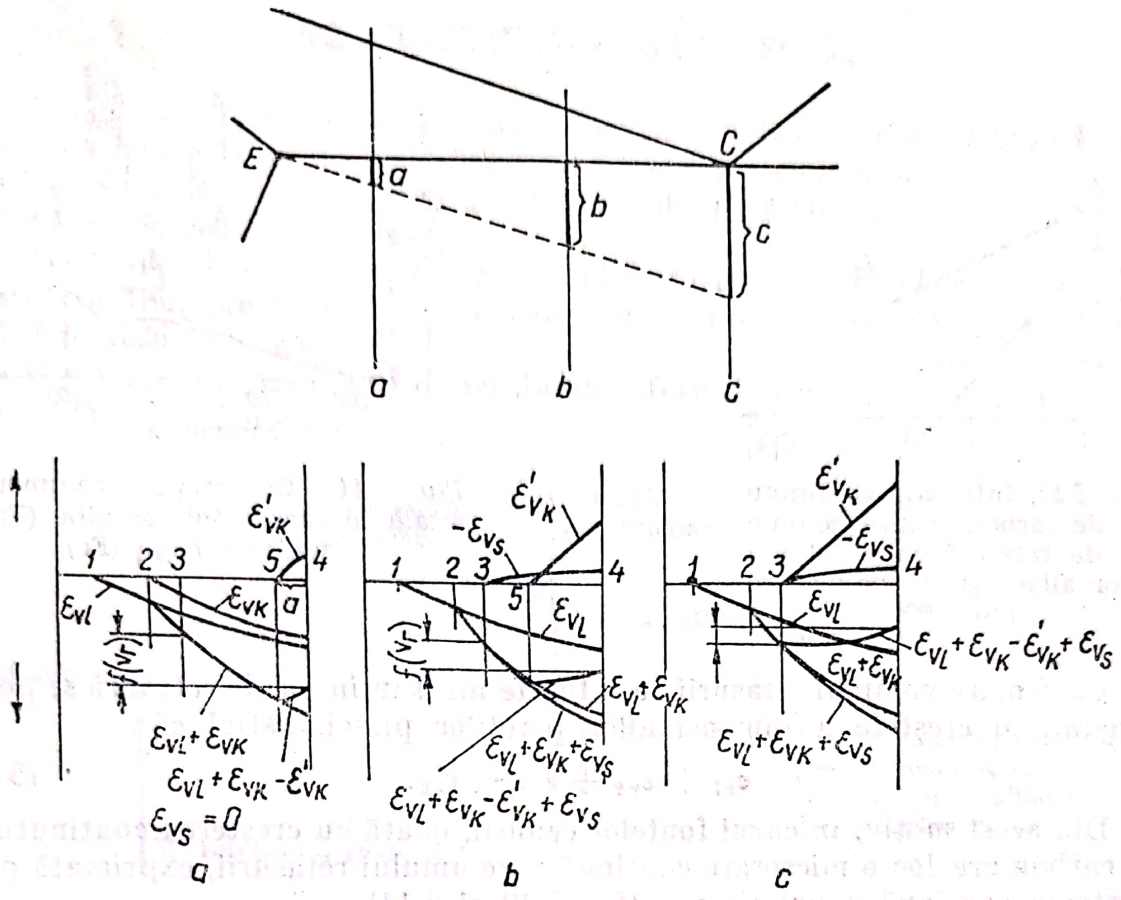


Fig. 5.9. Mersul contracției fontelor cu diferite grade de eutecticitate : *a* — fontă hipoeutectică cu o mică cantitate de eutectic ; *b* — fontă hipoeutectică cu o cantitate medie de eutectic ; *c* — fontă eutectică.

Ca urmare, variația finală a contracției va fi următoarea :

$$V_{ret} = const.\ (\varepsilon_{vl} + \varepsilon_{vk} - \varepsilon'_{vk} \pm \varepsilon_{vs}). \qquad (5.32)$$

În cazul fontei (*a*) se poate presupune că valoarea $\varepsilon_{vs} = 0$, adică indică un proces de grafitizare neînsemnat în crusta solidă și deci volumul retasurii este :

$$V_{ret} = const.\ (\varepsilon_{vl} + \varepsilon_{vk} - \varepsilon'_{vk}). \qquad (5.33)$$

Această sumă algebrică este indicată în figura 5.9, *a* și corespunzător ei se obține un anumit volum al retasurii. La început volumul retasurii crește, iar în momentul începerii separării grafitului, volumul de retasură se micșorează.

Așadar, volumul final al retasurii este mai mic decît ar fi fost în cazul separării grafitului în eutectic.

În cazul fontei (*b*) creșterea de volum ε'_{vk} este mai mare (fig. 5.9, *b*), această creștere de volum este exprimată și prin dilatarea inițială.

Volumul final al retasurii este mai mic decît volumul retasurii a fontei, din figura 5.9, *a*.

Fonta (*c*) eutectică se caracterizează printr-o cantitate mai mare de grafit separată în timpul solidificării și deci printr-o valoare mai mare ε'_{vk}, precum și printr-o dilatare inițială ($-\varepsilon_{vs}$) mai pronunțată.

Scanned with OKEN Scanner

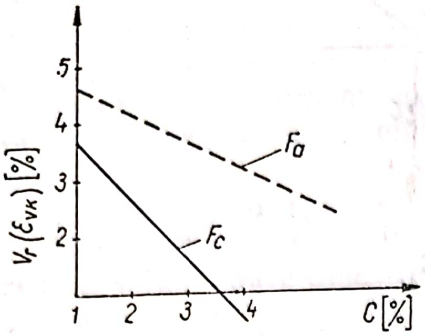


Fig. 5.10. Influența conținutului de carbon asupra volumului de retasură în cazul fontelor albe (Fa) și fontelor cenușii (Fc).

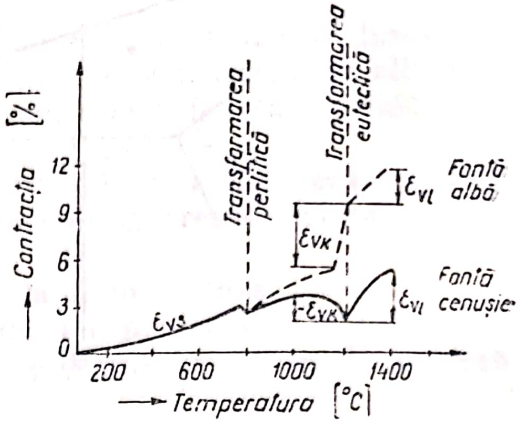


Fig. 5.11. Contracția volumetrică totală în cazul fontelor albe (Fa) și fontelor cenușii (Fc).

Ca urmare volumul retasurii va fi foarte mic sau în loc de retasură se poate constata o creștere a dimensiunilor pereților piesei, astfel că:

$$\varepsilon_{vl} + \varepsilon_{vk} + \varepsilon_{vs} < \varepsilon'_{vk}. \qquad (5.34)$$

Din acest motiv, în cazul fontelor cenușii, odată cu creșterea conținutului de carbon are loc o micșorare continuă a volumului retasurii, exprimată prin creșterea continuă a valorii ε_{vk}, (fig. 5.10 și 5.11).

Din cele două figuri rezultă că în timp ce creșterea conținutului de carbon la fontele albe determină doar o mică micșorare a contracției la solidificare, la fontele cenușii în timpul solidificării are loc o creștere de volum, ca și la alte aliaje și elemente ca Bi, Sb (fig. 5.3, *c*).

Cunoscînd mecanismul formării retasurii se poate analiza influența diferiților factori asupra contracției și deci asupra tendinței de formare a retasurii.

Majoritatea metalelor și aliajelor care cristalizează în sistemul cubic au o contracție aproximativ egală la solidificarea ε_{vk}, contracția totală și deci volumul retasurii este diferit datorită influenței determinate de contracția în stare lichidă (ε_{vl}) și contracția în stare solidă (ε_{vs}) în timpul solidificării peretelui piesei.

Factorii care măresc contracția în stare lichidă determină și creșterea volumului retasurii. Contracția în stare lichidă și deci volumul retasurii în pereții pieselor sînt cu atît mai mici, cu cît conținutul de gaze din aliaj este mai mic, intervalul de solidificare este mai mare și cantitatea de fază solidă separată în timpul solidificării cu mărire de volum este mai mare (de exemplu grafitul în fonte cenușii).

Geometria piesei turnate și natura formei nu pot să influențeze asupra contracției în stare lichidă și deci asupra volumului retasurii.

Factorii care măresc valoarea contracției crustei solide în timpul solidificării peretelui, favorizează micșorarea volumului retasurii și invers.

Deci, pentru obținerea unui volum mic al retasurii este necesar ca valoarea lui ε_{vs} să fie mai mare.

Variația valorii lui ε_{vs} poate fi obținută prin influența factorilor legați de natura aliajului, natura formei, condițiile de turnare și geometria piesei turnate.

Scanned with OKEN Scanner

5.3. CLASIFICAREA RETASURILOR

Dimensiunile, forma şi poziţia retasurii pot fi determinate teoretic prin trasarea izotermelor de solidificare în pereţii pieselor turnate.

Retasura se localizează în acele zone ale peretelui în care aliajul lichid se solidifică ultimul şi izolat.

Aceste zone se caracterizează prin absenţa izotermelor de solidificare sub formă de linii sau curbe (izoterme de solidificare continue pe secţiunea peretelui piesei).

Din punct de vedere al dimensiunilor, formei şi poziţiei, retasurile se clasifică în felul următor

- Retasură
  - Macroretasură (retasură concentrată sau simplu, retasură)
    - deschisă (exterioară)
      - superioară
      - laterală
    - închisă interior
      - principală
        - noduri termice
        - axiale
      - secundară
  - Microretasură (porozitate)
    - zonală
      - în axa termică (axiale)
      - în noduri termice
      - în zona alimentatorului
      - interdendritică
    - dispersată

În figura 5.12 se prezintă o clasificare a retasurilor în piesele turnate.

Macroretasura constă din una sau mai multe cavităţi concentrate în zone vizibil delimitate (fig. 5.12) ele sînt rezultate în urma solidificării unor volume mari de aliaj lichid.

Macroretasurile mai sînt denumite şi retasuri concentrate.

Stratul de aliaj solid care izolează retasurile între ele şi le acoperă în partea superioară se numesc punţi.

Macroretasurile deschise (fig. 5.12, *a* şi *b*) se găsesc la suprafaţa superioară a pereţilor sau la suprafaţa laterală, fără să fie izolate de atmosferă de către vreo punte. Retasura laterală deschisă se mai numeşte şi suptură.

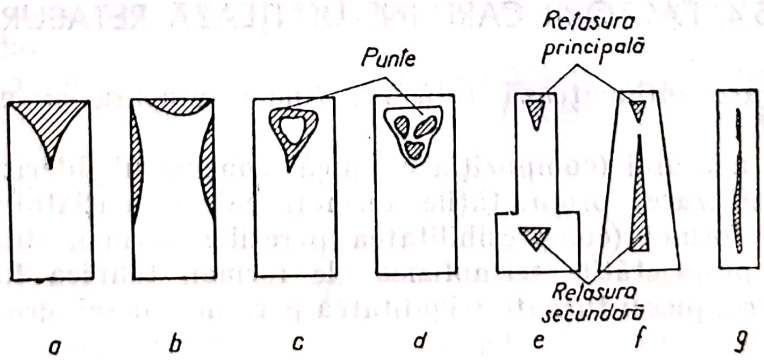


Fig. 5.12. Clasificarea retasurii în piesele turnate :
a — retasură deschisă (golul de solidificare haşurat) ; *b* — retasură deschisă şi laterală ; *c* — retasură închisă constituită din mai multe goluri ; *e* — retasură principală şi secundară în nodul termic ; *f* — retasură principală şi secundară axială (în axa termică) ; *g* — retasură axială.

Scanned with OKEN Scanner

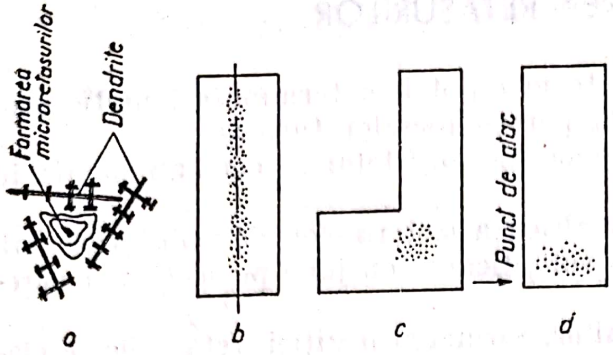


Fig. 5.13. Principalele tipuri de microretasură :

a — dispersată (interdendritică) ; *b* — zonală (în axa termică sau axială) ; *c* — zonală (în noduri termice) ; *d* — zonală (în vecinătatea alimentatorului).

Retasura principală se găsește în partea superioară a piesei față de poziția de turnare iar retasura secundară în partea inferioară sau în nodurile termice în zona axei termice.

Microretasurile reprezintă totalitatea cavităților mici, vizibile cu ochiul liber, care se formează prin solidificarea unor volume mici de aliaj, izolate în procesul de solidificare.

În figura 5.13 se prezintă principalele tipuri de microretasuri.

Microretasura dispersată se formează pe o grosime mare a peretelui piesei turnate.

Microretasura zonală este amplasată frecvent în anumite straturi ale pereților piesei turnate în zona axei termice, în zona nodurilor termice sau în porțiunile care vin în contact cu alimentatorul.

Microretasura zonală se deosebește de macroretasura secundară prin aceea că în cazul acesteia din urmă cavitățile sînt cu mult mai mari, vizibile cu ochiul liber.

Retasura (macroretasura) se determină cu ajutorul probelor tehnologice iar microretasura prin aplicarea metodelor de defectoscopie (raze X sau gamma) sau prin determinarea densității probelor tăiate din peretele piesei turnate.

Volumul, forma și poziția macroretasurii și microretasurii în pereții pieselor turnate sînt influențate de mai mulți factori tehnologici care la rîndul lor depind de natura aliajului, de natura formei de turnare, de condițiile turnării și de geometria piesei turnate. Volumul total al retasurii este :

$$V_r = V_{MR} + V_{mr}, \tag{5.35}$$

în care : V_{MR} este volumul macroretasurii ;
V_{mr} — volumul microretasurilor.

5.4. FACTORII CARE INFLUENȚEAZĂ RETASURA

Factorii care influențează retasura (macroretasura și microretasurile) sînt următorii :

— natura aliajului (compoziția chimică, conținutul diferit de gaze, procesele de grafitizare, proprietățile termofizice diferențiate) ;

— natura formei (compresibilitatea pereților formei, dilatarea formei, rezistența și proprietățile termofizice ale formei, tehnica formării) ;

— geometria piesei turnate (rigiditatea pereților piesei, grosimea pereților piesei) ;

— condițiile de turnare (temperatura de turnare, locul de alimentare a piesei).

Cele patru grupe de factori influențează în același timp procesele de contracție, iar rezultanta influenței lor se obține algebric. Așa se explică faptul

Scanned with OKEN Scanner

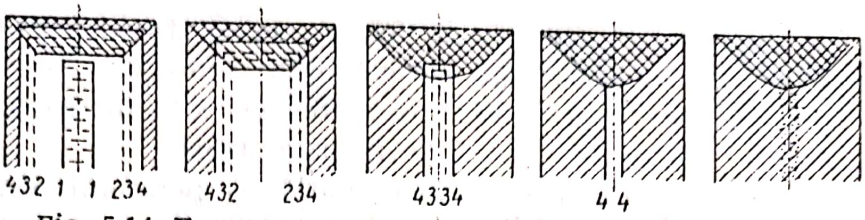


Fig. 5.14. Formarea macroretasurii în peretele piesei :
1 — temperatura lichidus ; *2* — temperatura (limita) de scurgere ; *3* — temperatura de alimentare ; *4* — temperatura solidus.

de ce, în anumite cazuri, se obține o valoare scăzută iar în alte cazuri, o valoare ridicată a volumului retasurii.

Evitarea procesului de apariție a retasurii este imposibilă, dar dirijarea procesului de contracție în vederea obținerii unor retasuri cu volumul cît mai mic posibil și cu o repartizare optimă în peretele piesei este posibilă.

Natura aliajului influențează volumul macroretasurii și microretasurilor prin intermediul intervalului de solidificare și mai ales prin poziția limitei de scurgere cuprinsă în acest interval.

Suprafața zonei ocupate de macroretasură reprezintă totalitatea punctelor de întretăiere a oglinzii de aliaj lichid din interiorul peretelui piesei și poziția limitelor de scurgere în diferite momente de la terminarea procesului de turnare și pînă la deplasarea acestei limite la axa geometrică a peretelui piesei (fig. 5.14).

În figura 5.14 se arată succesiunea deplasării fronturilor (suprafețelor) izolichidus, de scurgere, de alimentare și izosolidus de la suprafața peretelui piesei spre axa termică.

Cînd limita de scurgere (curba *2*) atinge axa termică a peretelui piesei, în această zonă a axei termice rămîne o cantitate de lichid în interiorul zonei bifazice, cu temperatura cuprinsă între temperatura izosolidus și limita de scurgere.

În timpul deplasării limitei de scurgere pînă la axa peretelui piesei există posibilitatea compensării unei părți a volumului microretasurilor, însă ea nu poate avea vreo importanță deosebită. Drept rezultat, baza zonei tronconice cu macroretasură capătă forma unei suprafețe cu oarecare rază de curbură (fig. 5.14, *d* și *e*).

Raportul dintre diametrul suprafeței la baza mică a tronconului cu retasură față de diametrul peretelui piesei reprezintă o valoare constantă pentru un aliaj dat.

În cazul aliajelor și metalelor care se solidifică la temperatura constantă, mărimea acestei suprafețe este egală cu zero și deci zona ocupată de macroretasură are forma de con (sau piramidă).

Dacă se ia în considerare raportul :

$$\frac{\rho}{R} = n,$$

în care : ρ este raza de curbură a suprafeței inferioare a macroretasurii ;
R — raza peretelui piesei turnate ;
n — coeficientul de formă al retasurii, care este caracteristic și constant pentru fiecare aliaj în parte.

Atunci, cu ajutorul valorii lui n se poate determina forma retasurii pentru diferite aliaje.

Scanned with OKEN Scanner

Dacă, intervalul de solidificare este foarte mare, atunci suprafața izosolidus, poate să atingă imediat după turnare axa termică a peretelui piesei.

În acest caz macroretasura practic nu se formează și întreaga secțiune a peretelui piesei va fi ocupată numai de microretasuri.

Cu cît este mai mare raportul dintre înălțimea peretelui piesei față de diametrul său cu atît este mai mic volumul punților care se formează în zona cu retasură.

Așadar, macroretasura se formează ca urmare a transferului de fază lichidă cauzat de forța gravitațională și se formează în intervalul de temperatură lichidus și temperatura limitei de scurgere.

Între temperatura limitei de scurgere și temperatura solidus cînd transferul de fază lichidă nu poate să aibă loc datorită forțelor gravitaționale și numai datorită forțelor capilare se formează cavități sub formă de microretasuri. Deci, influența naturii aliajului asupra volumului macroretasurii și microretasurilor se exprimă, pe de o parte, prin mărimea intervalului de solidificare și pe de altă parte prin poziția limitei de scurgere. Din acest punct de vedere se poate stabili o corelație între diagrama de echilibru și proporția volumului macroretasurii care se formează în peretele piesei (fig. 5.15).

În figura 5.15 se arată corelația dintre diagrama de echilibru și proporția volumului macroretasurii și microretasurilor care apare din peretele piesei turnate, din aliaje cu compoziții chimice diferite. Punctele *1*, *2*, *3*, *4* arată compoziția aliajului. Analizînd datele din figura 5.15, *a* rezultă :

— odată cu creșterea intervalului de solidificare (compozițiile *2* și *3*) crește proporția volumului macroretasurii din volumul total al retasurilor, lucrul acesta este arătat și cu ajutorul curbelor din stînga ;

— aliajele eutectice și metalele pure (compozițiile *1*, *4*) au retasura sub formă de macroretasură ;

— volumul microretasurilor se obține maxim iar volumul macroretasurii se obține minim în cazul aliajului cu compoziția *3* care corespunde din punct de vedere al concentrației, punctului de întretăiere a temperaturii limitei de scurgere cu temperatura eutectică. După cum rezultă din figura 5.15, *a* macroretasura nu ocupă decît un volum minim simbolizat prin linia dreaptă de la suprafața de sus a peretelui piesei.

În figura 5.15, *b* se arată schema apariției macroretasurii și microretasurilor în funcție de poziția limitei de scurgere și de alimentare, pe diagrama de echilibru (punctul *1—3* reprezintă compozițiile aliajelor).

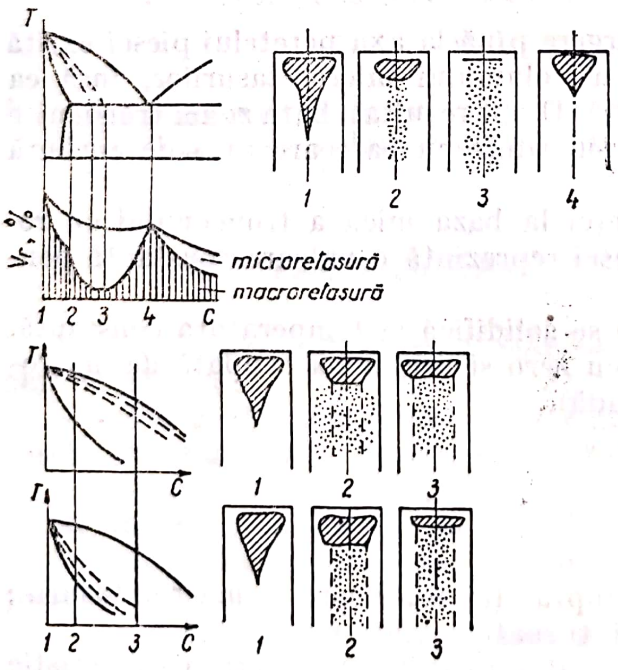


Fig. 5.15. Corelația dintre volumul de macro și microretasură în funcție de poziția limitelor tehnologice pe diagrama de echilibru.

În figura 5.15, *b* în partea de sus sînt prezentate aliajele care au limita de scurgere şi de alimentare apropiate de curba lichidus, în timp ce în partea de jos sînt arătate aliajele care au limita de scurgere şi de alimentare apropiate de curba solidus.

Prin deplasarea acestor limite tehnologice spre curba lichidus zona cu microretasuri axiale se îngustează, în schimb se dezvoltă zona cu microretasuri dispersate.

Prin deplasarea limitelor tehnologice spre curba solidus se dezvoltă microretasurile în zona axială însă se micşorează volumul total al macroretasurii.

Aşadar, condiţiile de transfer de masă provocate de forţele gravitaţionale şi de forţele capilare influenţează direct atît volumul macroretasurii cît şi volumul microretasurilor dar şi poziţia microretasurilor.

Un alt factor legat de natura aliajului, îl reprezintă dilatarea iniţială, întîlnită aproape la toate aliajele în măsură mai mare sau mai mică, cauzată de degajarea gazelor sau de procesul de grafitizare (fonte).

Cu cît dilatarea iniţială este mai mare cu atît volumul retasurii este mai mare şi proporţia macroretasurilor (fig. 5.16, *a*).

Explicaţia constă în aceea că, prin creşterea dilatării iniţiale fără a se schimba condiţiile de alimentare sau poziţia între curbele de scurgere şi cea solidus, se coboară nivelul coloanei de aliaj lichid din interiorul peretelui piesei turnate.

Asupra volumului retasurii influenţează de asemenea şi înălţimea coloanei de metal precum şi densitatea lui (ρ).

Cu cît produsul $\rho \cdot H$ este mai mare, adică cu cît presiunea metalostatică este mai mare, cu atît volumul macroretasurii este mai mare.

În general presiunea metalostatică micşorează volumul microretasurilor şi-l măreşte pe cel al macroretasurii, fără să schimbe prea mult volumul total al retasurii (fig. 5.16, *b*).

Cu micşorarea densităţii specifice a aliajului, deci a presiunii metalostatice a aliajului lichid în interiorul peretelui piesei, creşte valoarea contracţiei în stare solidă (ε_{vs}).

Invers, cu cît presiunea metalostatică este mai mare cu atît se va deforma mai mult crusta solidificată şi deci va provoca mărirea dimensiunilor acesteia şi deci volumul retasurii.

Natura formei influenţează retasura astfel :

— rezistenţa mică şi compresibilitatea mare a pereţilor formei determină creşterea cavităţii în timpul turnării şi prin aceasta creşterea volumului retasurii ;

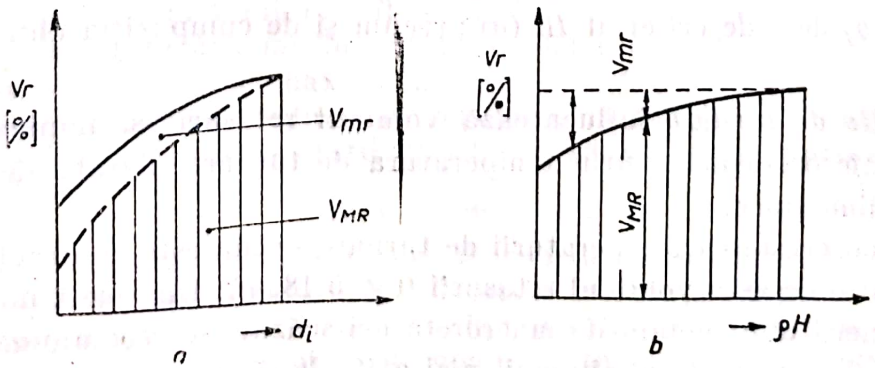


Fig. 5.16. Influenţa dilatării iniţiale *(a)* şi a presiunii metalostatice *(b)* asupra volumului de retasură.

Scanned with OKEN Scanner

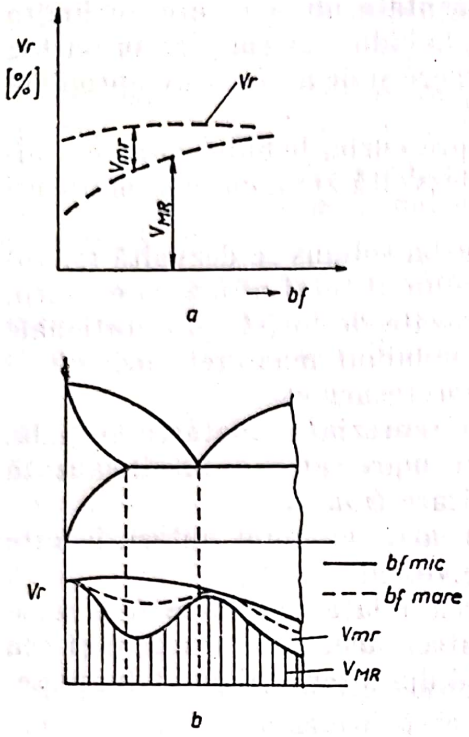


Fig. 5.17. Influența coeficientului de acumulare a căldurii (b_f) asupra volumului de retasură.

— dacă contracția formei determină micșorarea dimensiunilor cavității formei, există următoarele posibilități :

— cînd crusta solidă se contractă mai repede, decît pereții formei, atunci la suprafața de contact apare un interstițiu și prin urmare contracția pereților formei nu influențează asupra contracției ε_{vs} și deci nici asupra volumului retasurii ;

— contracția crustei solide este mai mică decît contracția pereților formei (micșorarea dimensiunilor cavității formei) ; în acest caz forma va presa asupra crustei solidificate și prin aceasta va comprima aliajul lichid din interiorul peretelui piesei și va micșora volumul retasurii și aceasta în cazul cînd presiunea metalostatică este mai mică decît presiunea exercitată de contracția crustei solide împreună cu contracția pereților formei ;

— forma se dilată, deci determină creșterea cavității interioare și crusta se dilată sub influența presiunii metalostatice, în acest caz se obține un volum mare al retasurii ;

— crusta se dilată ca urmare a procesului de grafitizare și pereții formei se dilată de asemenea ; în acest caz se obține un volum și mai mare al retasurii ;

— crusta solidă se dilată, iar pereții formei se contractă, în acest caz se obține un volum mai mic de retasură.

Natura formei influențează volumul retasurii și prin coeficientul de acumulare a căldurii (b_f) și deci prin intermediul vitezei de răcire și a coeficientului de solidificare.

Cu creșterea lui b_f se mărește viteza de răcire, crește viteza de solidificare și prin aceasta se micșorează zona bifazică și deci crește volumul macroretasurii (fig. 5.17, *a*).

În figura 5.17, se arată repartiția macroretasurii și microretasurilor în funcție de b_f deci de criteriul *Bi* (*a*) precum și de compoziția chimică a aliajului (*b*).

Condițiile de turnare influențează volumul retasurii și implicit volumul macro- și microretasurilor prin temperatura de turnare, durata de turnare și locul de alimentare.

Odată cu creșterea temperaturii de turnare se mărește contracția în stare lichidă și prin aceasta volumul retasurii (fig. 5.18, *a*). Din acest motiv, în vederea obținerii unui volum de macroretasuri scăzut, se recomandă utilizarea temperaturilor de turnare cît mai mici atît cît să asigure umplerea corectă a cavității formei.

Scanned with OKEN Scanner

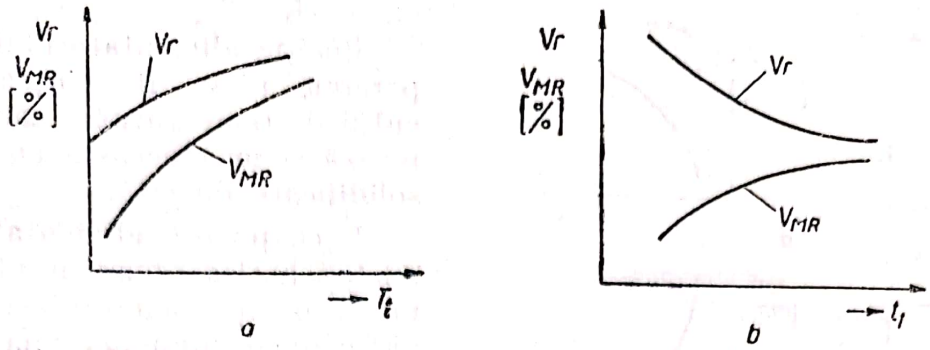


Fig. 5.18. Influența temperaturii de turnare *(a)* și a duratei de turnare *(b)* asupra volumului de retasură.

Ținînd seama de influența temperaturii de turnare formula *Nehendzi-Ghirșovici* de determinare a volumului retasurii,

$$V_r = \alpha_{vl}(T_l - T_k) + \alpha_{vk} - 3\alpha_{vs}(T_k - T_s), \tag{5.36}$$

poate fi scrisă :

$$\alpha = \alpha_{vl}T + \alpha_{vk} - \frac{1}{4}\alpha_{vs}T_c, \tag{5.37}$$

unde T_c este temperatura de contact la suprafața peretelui piesei.

În această relație toți coeficienții de contracție sînt exprimați în unități de volum. Coeficientul $\frac{1}{4}$ din termenul al treilea din egalitate s-a obținut ca un produs $\beta = \frac{1}{2}$ cu jumătate din gradientul de temperatură T.

În cazul turnării oțelului în amestecuri de formare, valoarea termenului al treilea este :

$$\frac{1}{4}\alpha_{vs}T = \frac{1}{4}\cdot 3\cdot 10\cdot 10^{-6}\cdot 50 = 0{,}00045,$$

sau în cazul turnării în forme metalice :

$$\frac{1}{4}\alpha_{vs}T = \frac{1}{4}\cdot 3\cdot 10^{-6}\cdot 400 = 0{,}00360.$$

Datele obținute sînt foarte mici în comparație cu valorile coeficientului de contracție a oțelului la solidificare $\alpha_{vk} = 0{,}030$.

De aceea, contracția crustei solide în timpul solidificării peretelui poate fi neglijată, cu atît mai mult cu cît această contracție determină micșorarea volumului macroretasurii iar în cazul calculelor tehnologice este bine să se ia în considerare valorile maxime ale retasurii.

Deci, pentru calculul volumului retasurii, în funcție de temperatura de turnare a oțelului sau a majorității aliajelor neferoase se poate utiliza expresia :

$$\alpha = \alpha_{vk} + \alpha_{vl}\cdot T. \tag{5.38}$$

Aliajul care se solidifică pe pereții formei în timpul turnării nu participă la procesele de formare a retasurii și de aceea influența lor poate fi neglijată.

Cu creșterea duratei de turnare, volumul total al retasurii se micșorează deoarece o parte din contracție este compensată în timpul umplerii cu aliaj lichid (fig. 5.18, *b*).

Scanned with OKEN Scanner

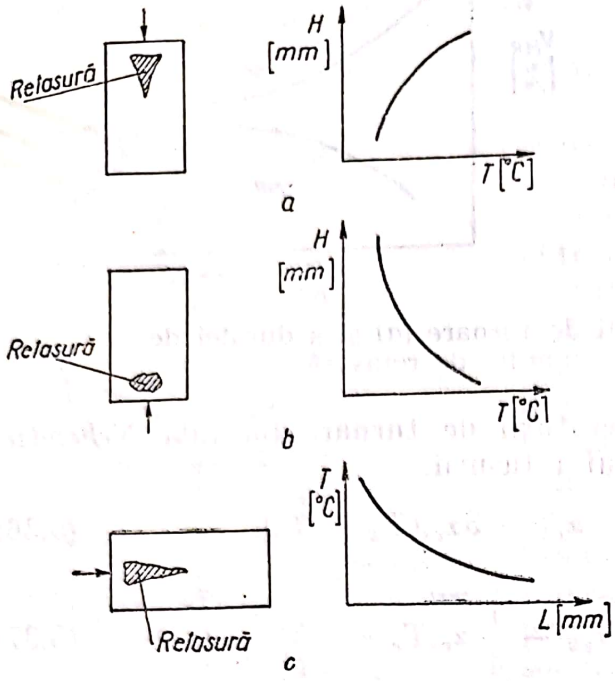


Fig. 5.19. Influența condițiilor de turnare asupra volumului de retasură (macro- și microretasură) :
a — alimentare directă (de sus) ; *b* — alimentare indirectă (de jos) ; *c* — alimentare laterală.

Poziția alimentatorului față de peretele piesei influențează gradientul de temperatură care se formează și prin aceasta condițiile de solidificare dirijată.

Deci, poziția alimentatorului în unele și aceleași condiții influențează numai poziția macroretasurii și mai puțin dimensiunile acesteia (fig. 5.19).

Influența construcției piesei turnate se exprimă prin influența factorului de configurație și anume, suprafețele convexe prezintă o rezistență mai mică la presiunea metalostatică a fazei lichide din interiorul peretelui piesei turnate, deci tind să se dilate și prin aceasta contribuie la mărirea volumului retasurii și invers, suprafețele concave ale pereților pieselor prezintă o stabilitate și o rezistență mai mare la presiunea metalostatică și deci asigură un volum al retasurii mai mic.

De asemenea, pereții cu nervuri prezintă o rezistență mai mare la presiune metalostatică, deci asigură un volum mai mic al retasurii.

Influența factorului de dimensiune este exprimată de grosimea echivalentă și de înălțimea piesei. Cu cît este mai mare înălțimea piesei cu atît presiunea metalostatică a aliajului lichid este mare și deci favorizează obținerea unui volum al retasurii mai ridicat.

Cu cît este mai mare grosimea peretelui, cu atît durata de turnare este mai mică față de durata de solidificare și deci cu atît volumul retasurii va fi mai mare.

Asupra volumului macroretasurii, influențează și modul de alimentare, adică locul introducerii aliajului în peretele piesei turnate (poziția punctului de alimentare). Aceasta are o mare importanță, mai ales în cazul pieselor cu noduri termice.

Din punct de vedere al poziției nodurilor termice față de punctul de alimentare, acestea pot fi clasificate în felul următor :

1. După poziția față de alimentator (fig. 5.20).
2. După poziția nodurilor termice față de maselote (fig. 5.21).
3. În funcție de mărimea și suprafața nodurilor termice față de secțiunea peretelui piesei se poate face următoarea clasificare (fig. 5.22) :
   — noduri termice locale (fig. 5.22, *a*) ;
   — noduri termice zonale sau inelare (fig. 5.22, *b*) ;
   — noduri termice mici și mari (fig. 5.22, *c* și *d*).
4. În funcție de tipul îmbinării pereților, nodurile termice pot fi împărțite în următoarele situații (fig. 5.23).

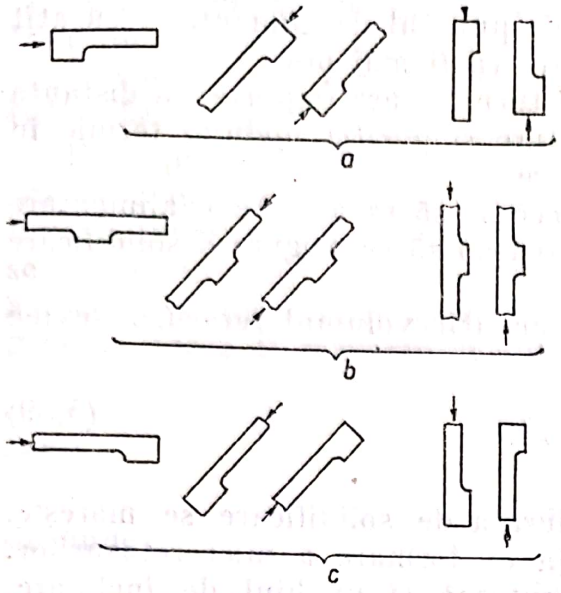


Fig. 5.20. Poziția nodurilor termice față de punctul de alimentare al peretelui piesei (săgețile arată direcția de pătrundere în cavitatea formei a aliajului lichid, la turnare:
a — noduri termice direct alimentate ;
b — noduri termice semialimentate ;
c — noduri termice indirect alimentate.

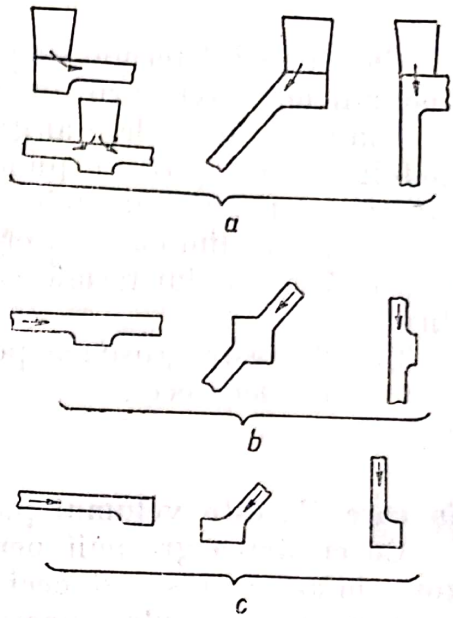


Fig. 5.21. Repartizarea nodurilor termice față de maselotă și față de punctul de alimentare (săgețile arată direcția de pătrundere a fazei lichide la maselotă).

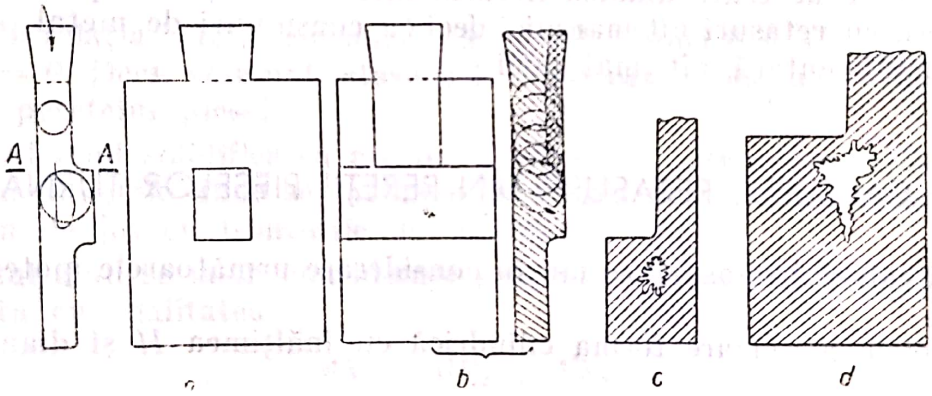


Fig. 5.22. Clasificarea nodurilor termice în funcție de mărimea lor față de secțiunea peretelui piesei.

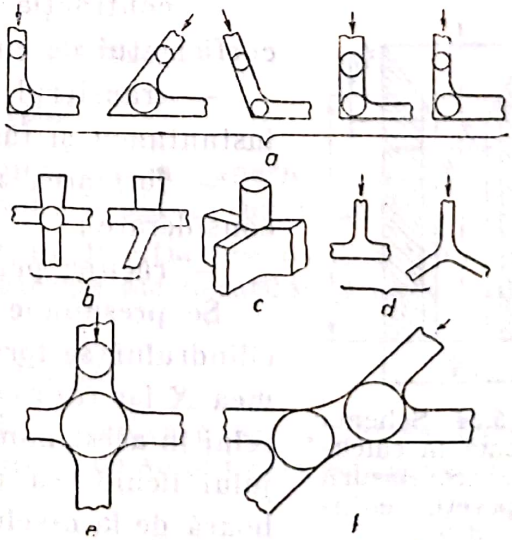


Fig. 5.23. Tipuri de îmbinări ale pereților pieselor turnate :
a — îmbinare tip *L* ; *b* — îmbinare tip *T* ; *c* — îmbinare tip *T* alimentată în poziție verticală ; *d* — îmbinare tip *T* și *Y* alimentate de la maselotă ; *e* — îmbinare în cruce dreaptă ; *f* — îmbinare în cruce înclinată.

Scanned with OKEN Scanner

Cu cît nodul termic este mai apropiat de punctul de alimentare, cu atît volumul macroretasurii din acest nod termic va fi mai mic.

Din punct de vedere al geometriei piesei turnate, are importanță distanța nodului termic față de punctul de alimentare și poziția nodului termic în funcție de poziția peretelui piesei la turnare.

Pentru a elimina macroretasura este necesar să se asigure o alimentare continuă a nodului termic cu fază lichidă și deci să se asigure o solidificare dirijată.

Cu cît crește grosimea peretelui piesei, cu atît volumul retasurii devine mai mare deoarece :

$$V_r = \varepsilon_v \cdot V_p, \tag{5.39}$$

în care V_p este volumul piesei.

Cu creșterea grosimii peretelui piesei durata de solidificare se mărește, zona bifazică crește și deci crește tendința de formare a microretasurilor.

Asupra volumului macroretasurii influențează și unghiul de înclinare. Cu cît unghiul de înclinare față de poziția de turnare a peretelui crește de jos în sus, cu atît se asigură condiții mai bune pentru o solidificare dirijată și cu atît va crește proporția de macroretasuri din volumul total de retasuri.

Așadar, din cele arătate, rezultă că asupra volumului retasurii influențează un număr mare de factori, unii dintre aceștia avînd influențe opuse, de aceea în practică este necesară analiza fiecărui factor principal în parte, pentru a realiza piese cu retasuri cît mai mici deci cu consumuri de metal pentru alimentare suplimentară cît mai mici.

5.5. CALCULUL RETASURII DIN PEREȚII PIESELOR TURNATE

Pentru calculul retasurii se iau în considerare următoarele ipoteze simplificatoare :

— peretele piesei are forma cilindrică cu înălțimea H și diametrul $2R$ (fig. 5.24) ;

— piesa este turnată din metal pur, iar turnarea în cavitatea formei are loc instantaneu ;

— contracția are loc numai în timpul solidificării și coeficientul de contracție este egal cu α ;

— transferul de metal în timpul contracției are loc instantaneu și fără rezistențe ;

— formarea microretasurii axiale nu este luată în considerare ;

— răcirea peretelui la părțile frontale nu are loc.

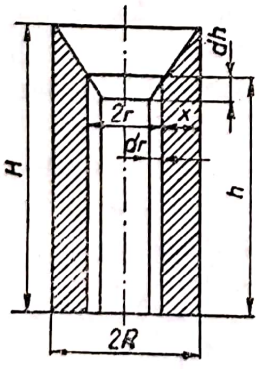


Fig. 5.24. Schema utilizată la calculul macroretasurii în pereții cilindrici.

Se presupune că în timpul t, la suprafața peretelui cilindrului, se formează un strat de aliaj solid cu grosimea X iar raza coloanei de aliaj lichid în interiorul peretelui în acest moment devine r. În acest caz nivelul aliajului lichid, ca urmare a procesului de contracție se coboară de la nivelul superior maxim pînă la înălțimea h.

Scanned with OKEN Scanner

Se ia în considerare un strat cu grosimea dr, care corespunde deplasării frontului de solidificare în perioada următoare dt.

La solidificarea acestui strat, volumul lui devine mai mic cu mărimea αdV (dV este elementul de volum).

Dacă partea interioară a peretelui piesei nu ar fi fost umplută cu aliaj lichid, atunci solidificarea ar fi condus la micșorarea grosimii stratului solidificat. Întrucît însă, în interiorul peretelui piesei se găsește fază lichidă care se poate deplasa, nivelul coloanei de aliaj lichid coboară cu mărimea dh, astfel că volumul de retasură se mărește cu valoarea dV_r. Procesul în cazul general poate fi reprezentat prin egalitatea :

$$dV_r = \alpha dV = dV_c, \tag{5.40}$$

sau :

$$\pi r^2 dh = \alpha \cdot 2\pi r h dr, \tag{5.41}$$

de unde :

$$\frac{dh}{h} = 2\alpha \frac{dr}{r}. \tag{5.42}$$

Prin integrare de la H la h și respectiv de la R și r se obține :

$$\frac{h}{H} = \left(\frac{r}{R}\right)^{2\alpha}. \tag{5.43}$$

Dacă în relația 5.43 se consideră că $r = R$, atunci $h = H$ și pentru $r = 0$ rezultă $h = 0$. Deci, volumul retasurii în acest caz se dezvoltă pînă la partea de jos a peretelui piesei.

În cazul cînd solidificarea are loc și de jos în sus, macroretasura se va termina în punctele unde se întîlnesc fronturile de solidificare care pornesc din partea de jos cu fronturile de solidificare laterale.

În cazul cînd se ia în considerare prezența punților egalitatea 5.40 poate fi înlocuită cu egalitatea :

$$dV_r = dV_c + dV_p, \tag{5.44}$$

în care : dV_c este volumul elementar al cavității propriu-zise ;
dV_p — volumul punților care se formează în aceeași perioadă de timp.

Volumul punților se poate calcula cu relația :

$$dV_p = Awdt, \tag{5.45}$$

în care : w este viteza de solidificare spre partea superioară ;
A — suprafața coloanei de aliaj lichid în momentul t.

Se presupune că viteza de solidificare în direcția jos-sus este identică cu viteza de solidificare de la suprafețele laterale ale pereților și că se supune legii :

$$H - h = mK\sqrt{t}, \tag{5.46}$$

în care m este raportul dintre viteza de solidificare de la partea frontală de jos în sus față de viteza de solidificare de la pereții laterali ai piesei.

Scanned with OKEN Scanner

Viteza de solidificare de jos în sus se determină ca derivata mărimii $(H-h)$ în funcție de timp.

$$w = \frac{d(H-h)}{dt} = \frac{m^2K^2}{2(H-h)}. \tag{5.47}$$

Ținînd seama că:

$$dt = \frac{2X}{K}\, dX = \frac{2(R-r)}{K^2}\, dr, \tag{5.48}$$

se obține:

$$dV_p = \pi r^2 \frac{m^2K^2}{2(H-h)} \frac{2(R-r)}{K^2} dr = \frac{\pi r^2 m^2 (R-r)}{H-h} dr, \tag{5.49}$$

avînd în vedere că:

$$dV_r = \pi r^2 dh,$$

se obține o ecuație, care descrie conturul zonei ocupată de macroretasură:

$$\frac{dh}{dr} = 2\alpha \frac{h}{r} + \frac{m^2(R-r)}{H-h}. \tag{5.50}$$

Dacă răcirea în partea superioară a peretelui nu are loc, $m = 0$ și ecuația (5.50) devine ecuația (5.42).

Soluția aproximativă a relației (5.50) are forma:

$$\frac{h}{H} = \left(\frac{r}{R}\right)^{2\alpha} - \frac{m^2R^2}{2}\left[\frac{1}{1-\left(\frac{1}{2}\right)^{2\alpha}} - \frac{\left(2-\frac{r}{R}\right)\frac{r}{R}}{1-\left(\frac{1}{2}\right)^{2\alpha}\left(\frac{r}{R}\right)^{2\alpha}}\right]. \tag{5.51}$$

5.6. CALCULUL ȘI FORMAREA MICRORETASURILOR

Microretasurile axiale se formează de regulă în pereții tip placă sau prismatici. În timpul solidificării aliajului (fig. 5.25) apar două viteze: viteza de contracție a aliajului în stare lichidă, V_c; viteza de curgere a aliajului în zona de alimentare, V_h.

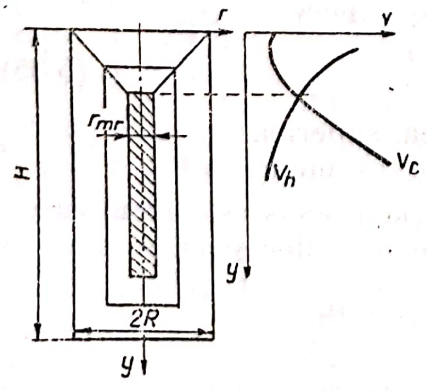


Fig. 5.25. Schema utilizată pentru calculul microretasurii (porozității) axiale.

La începutul procesului de solidificare, aliajul lichid curge relativ ușor în interiorul zonei bifazice. Pe măsură, însă, ce temperatura se micșorează, viscozitatea fazei lichide crește și în același timp se mărește volumul de fază solidă din zona bifazică. Viteza V_h începe să descrească. La o oarecare distanță de peretele piesei, viteza de contracție V_c poate să se intersecteze cu viteza V_h. Dacă solidificarea are loc încet, atunci începînd cu momentul intersecției acestor două viteze, procesul de alimentare ar fi fost determinat de condițiile

Scanned with OKEN Scanner

hidraulice, și nu de contracție. Cu toate acestea solidificarea are loc independent de condițiile de curgere ale fazei lichide.

Aceasta înseamnă că din momentul intersecției celor două curbe de viteză (fig. 5.25), factorul limitator devine viteza de contracție și atunci în zona axială încep să apară microretasuri, întrucît condiția de curgere continuă, încetează.

Scriind egalitatea celor două viteze și anume viteza de contracție și viteza hidraulică, ale coloanei de aliaj lichid se obține :

$$\frac{dy}{dt} = V_c = V_h. \tag{5.52}$$

Dacă se analizează această egalitate în cazul unui perete tip placă cu înălțimea H și grosimea $2R$ (fig. 5.25) și dacă nu se ia în considerare solidificarea de la părțile frontale, atunci putem presupune că la un moment dat faza lichidă din perete a atins dimensiunile $2r$.

La micșorarea grosimii stratului de fază lichidă cu mărimea dr, în prima parte a peretelui, nivelul fazei lichide se deplasează cu dh, deci se poate scrie :

$$2r\,dh = \alpha \cdot 2H\,dr, \tag{5.52}$$

în care α este coeficientul de contracție la solidificare.
În corelație cu legea rădăcinii patrate, putem scrie :

$$X = R - r = K\sqrt{t}; \quad dr = -dX = \frac{K dt}{2\sqrt{t}}; \tag{5.53}$$

de unde :

$$r dh = \alpha H \frac{K}{2\sqrt{t}}\,dt. \tag{5.54}$$

Prin urmare viteza de deplasare a fazei lichide, cauzată de contracție este :

$$V_c = \frac{dh}{dt} = \frac{\alpha H K^2}{2(R-r)r}. \tag{5.55}$$

Dacă se presupune că, jetul de aliaj lichid curge liniar, atunci se poate utiliza formula lui *Poiseuille*.

Se consideră o unitate de secțiune de aliaj lichid de-a lungul axei peretelui pe care acționează forța P.

Pe toată secțiunea egală cu unitatea și cu grosimea $2a$ acționează forța $2aP$. Această forță este echilibrată la suprafața fazei lichide de forța de frecare egală cu $2H\eta \dfrac{dv}{da}$:

$$2aP = -2H\eta \frac{dv}{da}, \tag{5.56}$$

în care : v este viteza ;
η — viscozitatea.

sau :

$$dv = -P\frac{a\,da}{\eta H}. \tag{5.57}$$

Scanned with OKEN Scanner

Integrînd expresia (5.57) de la 0 la v și de la r la a, se obține :

$$v = \frac{P(r^2 - a^2)}{2\eta H}. \tag{5.58}$$

Debitul de fază lichidă care curge prin unitatea de lățime a plăcii va fi :

$$Q = \int_0^r vrda = \int_0^r \frac{P(r^2 - a^2)}{\eta H} da = \frac{2Pr^3}{3\eta L}. \tag{5.59}$$

Pentru o viteză medie de curgere printr-un canal cu secțiunea $2r$, se obține o viteză hidraulică egală cu :

$$V_h = \frac{Q}{2r} = \frac{Pr^2}{3\eta H}. \tag{5.60}$$

Deplasarea fazei lichide are loc sub acțiunea presiunii atmosferice P_a și a presiunii metalostatice ρH.

Deci :

$$P = P_a + \rho H. \tag{5.61}$$

Egalînd viteza V_c din relația (5.55) și V_h din relația (5.60) se obține :

$$\frac{\alpha H K^2}{2(R - r)r} = \frac{(P_a + \rho H)r^2}{3\eta H}, \tag{5.62}$$

sau :

$$\frac{3\alpha\eta K^2 H}{2(P_a + \rho H)} = Rr^3 - r^4. \tag{5.63}$$

Întrucît, formarea microretasurii are loc în cazul unor valori mici ale canalului, se neglijează termenul r^4 și se obține soluția referitoare la jumătatea de grosime a zonei cu microretasură axială, cu dimensiunea r_{mr} :

$$r_{mr} = \sqrt[3]{\frac{3\alpha\eta K^2 H^2}{2(P_a + \rho H)R}}. \tag{5.64}$$

Împărțind ambii termeni ai egalității cu R, se obține :

$$\frac{r_{mr}}{R} = \sqrt[3]{\frac{3\alpha\eta}{2} \frac{K^2}{P_a + \rho H} \cdot \frac{H^2}{R^4}} \tag{5.65}$$

Cu relația (5.65) se poate determina, valoarea relativă a jumătății grosimii cu fază lichidă în momentul în care faza lichidă de alimentare își pierde continuitatea și încep să se formeze microretasurile axiale.

Din expresia obținută, rezultă că :

— microretasurile axiale sînt proporționale cu rădăcina cubică a produsului contracției la solidificare cu vîscozitatea și deci depinde puțin de acești doi parametri ;

Scanned with OKEN Scanner

— microretasurile sînt direct proporţionale cu coeficientul de solidificare ($K^{2/3}$), deci, odată cu creşterea vitezei de solidificare, microretasurile axiale vor creşte. În particular, odată cu trecerea de la turnarea în formă din amestec în formă metalică, dimensiunea relativă a zonei cu microretasuri creşte de 1,6 ori, deoarece creşte viteza de solidificare ;

— dezvoltarea zonei cu microretasuri axiale este invers proporţională cu rădăcina cubică din zona presiunilor atmosferice şi metalostatice ale aliajului lichid. Aceasta înseamnă că solidificarea în vid va favoriza dezvoltarea microretasurilor axiale şi din contră solidificarea sub presiune o va micşora ;

— odată cu micşorarea grosimii şi cu creşterea înălţimii peretelui vertical, microretasurile axiale se vor dezvolta simţitor.

Grosimea peretelui are o influenţă mai mare asupra microretasurilor decît înălţimea acestuia ;

— la solidificarea aliajului într-un interval de temperatură, microretasura axială capătă o extindere şi mai mare.

În direcţia axei termice a peretelui piesei cresc numărul şi dimensiunile porozităţilor.

În figura 5.26 se arată influenţa condiţiilor de turnare asupra porozităţii axiale.

Din figura 5.26 rezultă că odată cu creşterea lungimii plăcii turnate din oţel în amestec de formare se măreşte şi zona cu microretasuri axiale (porozitatea).

În cazul plăcilor cu lungimea de 1 000 mm, odată cu creşterea grosimii se micşorează zona cu microretasuri axiale (porozitate axială) (fig. 5.26, *b*).

În figura 5.26, *c* se arată influenţa temperaturii de turnare a oţelului asupra porozităţii (placă turnată cu grosimea de 30 mm), iar în figura 5.26, *d* influenţa cantităţii de oţel *G* care a trecut prin secţiunea alimentatorului (adică *G* ar însemna durata de turnare).

Comparînd porozitatea care se formează la o distanţă mai mare de locul de pătrundere a aliajului lichid în cavitatea formei (fig. 5.26, *a* şi *b*) cu porozitatea care se produce în zona de introducere a aliajului lichid (fig. 5.26, *c* şi *d*) se poate constata că în aceleaşi condiţii de turnare, în cazul al doilea, porozitatea se măreşte de patru ori. Cu alte cuvinte, tehnica turnării, exprimată prin poziţia locului de alimentare sau prin distanţa zonei luate în considerare faţă de alimentator, prezintă o mare influenţă asupra microretasurilor axiale.

Deplasările cauzate de contracţie în zonele axiale ale pereţilor piesei sînt influenţate de dezvoltarea segregaţiei zonale de *tip V*. Întrucît porţiunile cu segregaţie au temperatură de solidificare mai coborîtă în comparaţie cu aliajul de bază, porii care se formează în zona de segregaţie pot fi în număr mai mare. Acest lucru este confirmat de analizele roentgenografice.

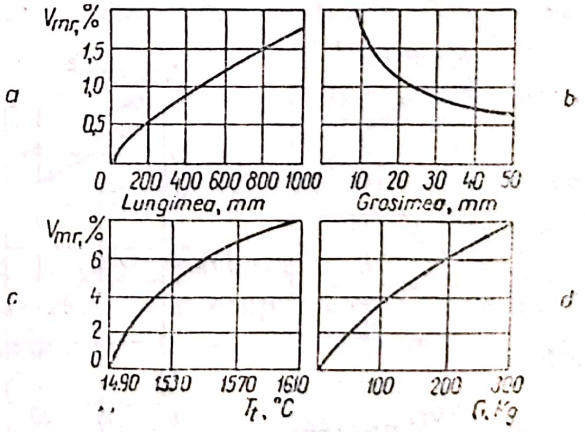


Fig. 5.26. Influenţa dimensiunilor temperaturii de turnare şi greutăţii metalului asupra dezvoltării microretasurii axiale.

Aşadar, zona cu microretasură axială (porozitate axială) şi segregarea axială se însoţesc şi se intensifică una pe cealaltă şi exercită o influenţă negativă asupra calităţii piesei turnate.

În vederea micşorării dimensiunilor zonei cu microretasuri axiale se folosesc următoarele măsuri :

— solidificarea aliajului sub presiune ridicată de gaz ;

— crearea unei solidificări orientate spre locul de alimentare (se realizează, aşa cum s-a arătat, prin aplicarea adaosurilor tehnologice, înclinări la pereţii verticali) ;

— crearea unui gradient pozitiv de temperatură pe înălţimea peretelui piesei, prin utilizarea amestecurilor de formare cu valori diferite pentru b_f şi păstrînd secţiunea peretelui piesei constantă ;

— micşorarea lungimii elementelor pereţilor piesei în care apare zonă cu microretasuri axiale. Aceasta se realizează prin amplasarea maselotelor la distanţe apropiate una de cealaltă ;

— folosirea răcitorilor. Această măsură se utilizează în vederea dirijării frontului de solidificare şi deci în vederea eliminării microretasurilor în nodurile termice ;

— alegerea raţională a locului de alimentare a peretelui piesei turnate prin introducerea acestuia în părţile masive ale piesei, fără utilizarea unor debite mari care să curgă prin acelaşi alimentator (adică utilizarea mai multor alimentatori), în vederea evitării supraîncălzirii şi deci a încetinirii vitezei de solidificare în aceste zone ;

— micşorarea temperaturii de turnare a aliajului.

Influenţa microretasurilor asupra proprietăţilor mecanice ale pieselor. Microretasurile reprezintă discontinuităţi în peretele piesei turnate şi ca urmare influenţează negativ proprietăţile mecanice, în acelaşi timp siguranţa şi durabilitatea în funcţionare a pieselor turnate.

Astfel, de exemplu, prezenţa unei cantităţi de 1,5...2% microretasuri în peretele piesei turnate determină ruperea epruvetelor turnate din oţel fără gîtuire.

În figura 5.27 se arată influenţa porozităţii în (%) şi în număr de microcavităţi pe cm², asupra proprietăţilor mecanice a oţelurilor (*a*) şi a aliajelor de aluminiu (*b*).

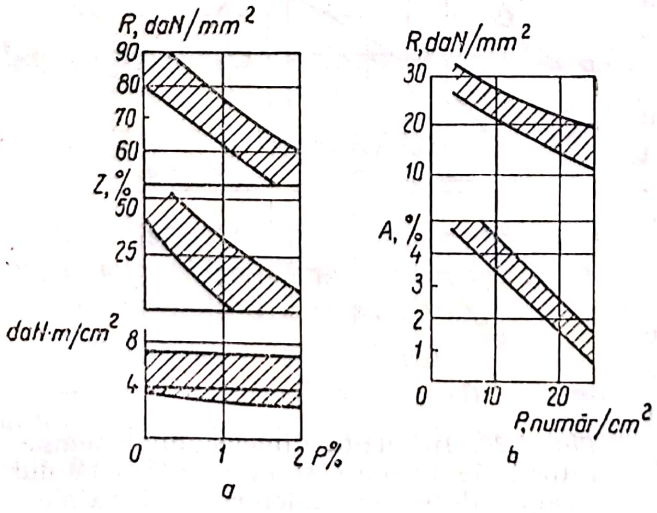


Fig. 5.27. Influenţa porozităţii asupra proprietăţilor mecanice a oţelurilor (*a*) şi a aliajelor de aluminiu (*b*).

Rezultă, că toate proprietățile mecanice, dar mai ales proprietățile de plasticitate sînt puternic influențate de microretasuri în sens negativ. Deci, se impune necesitatea combaterii apariției microretasurilor.

5.7. MIJLOACE DE PREVENIRE A RETASURILOR

În paragraful precedent s-a arătat că la solidificarea oricărei piese turnate, în aliaje cu contracție mare la solidificare, la partea superioară a pereților verticali se formează întotdeauna o retasură concentrată numită macroretasură, datorită faptului că straturile solidificate deja ale pereților își micșorează volumul și determină scăderea nivelului fazei lichide încă nesolidificate.

S-a arătat că, dacă pereții sînt mai groși în sus și nu prezintă noduri termice, toată retasura apare în partea de sus, sub formă de macroretasură :

— dacă piesa are grosime de perete uniformă fără noduri termice, se formează la partea de sus o retasură concentrată prelungită în axa piesei cu o zonă de microretasuri și anume microretasuri axiale ;

— dacă piesa are grosime uniformă sau cu îngroșare în sus și prezintă noduri termice, în acestea se formează microretasuri secundare ;

— dacă piesa se toarnă dintr-un aliaj cu un interval mare de solidificare (de exemplu : bronzuri cu staniu, oțeluri cu conținut mare de carbon) și grosimea mare de perete, deci viteza de solidificare mică, alături de macroretasuri apar și microretasuri dispersate denumite și porozități.

Pentru prevenirea apariției retasurii este important să se ia măsuri ca retasura să se formeze ca retasură concentrată (macroretasură) la partea superioară a piesei. Dacă acest lucru se poate realiza, atunci retasurile de la partea superioară pot fi ușor compensate cu ajutorul unor rezervoare suplimentare de aliaj lichid sub formă de prelungiri ale piesei, denumite *maselote*.

Deci, maselota este un adaos tehnologic în care aliajul lichid se răcește cu o viteză mai mică decît peretele piesei și poate alimenta prin curgere retasura în curs de formare în piesă.

a. *Clasificarea maselotelor*. Clasificarea maselotelor se poate face după mai multe criterii :

— poziția față de piesă : maselote directe sau frontale și maselote laterale ;

— poziția față de alimentator : alăturate alimentatorului, îndepărtate de alimentator ;

— în funcție de formă : deschisă sau închisă (oarbă) ;

— în funcție de regimul de presiune realizat deasupra coloanei de aliaj lichid : cu depresiune, cu presiune atmosferică, cu presiune ridicată cauzată de gaze ;

— în funcție de regimul termic al aliajului din maselotă : cu răcire normală în contact cu aerul, cu izolare termică (maselote termoizolante) și cu încălzire (maselote exoterme sau maselote încălzite cu arc electric).

Scanned with OKEN Scanner

b. *Locul de amplasare a maselotelor.* La amplasarea maselotelor trebuie să se respecte anumite condiții, pentru a se asigura corecta lor funcționare și anume :

— maselotele se vor amplasa pe părțile cele mai înalte și cele mai groase ale pieselor ; totodată este necesar de a lua măsuri pentru accelerarea solidificării nodurilor termice din zonele inferioare ale pieselor ;

— în cazul cînd maselotele sînt plasate la nivele diferite se vor lua măsuri pentru accelerarea solidificării pereților care unesc părțile de sub maselotă ; în caz contrar, părțile superioare de sub maselotă vor alimenta pe lîngă piese și maselotele inferioare ;

— maselotele nu trebuie amplasate în locurile cu tensiuni maxime determinate de frînarea contracției de către formă deoarece aceasta favorizează formarea crăpăturilor ;

— maselotele se vor amplasa pe acele părți ale piesei turnate pentru care se prevede o prelucrare mecanică, în caz contrar va fi necesară o curățire minuțioasă sau chiar o prelucrare mecanică a locului de sub maselotă ;

— maselotele nu trebuie amplasate în jurul alimentatoarelor deoarece metalul lichid încălzește mai mult amestecul de formare în zona respectivă și se încetinește solidificarea ;

— maselotele trebuie astfel amplasate, încît să nu frîneze contracția piesei turnate și să nu creeze noduri termice suplimentare în piesă ;

— locul de amplasare a maselotelor se alege astfel ca să permită o formare și o dezbatere ușoară a pieselor turnate ;

— maselota se amplasează astfel încît să alimenteze cîteva zone ale piesei sau cîteva piese separat ;

— maselotele trebuie să fie închise și nu deschise.

Aplicarea maselotelor închise prezintă următoarele avantaje : maselota se umple cu cantitatea de metal necesară, deci nu va fi nici lipsă și nici surplus de metal ; în perioada de așteptare a formei, nu este posibilă pătrunderea unor resturi de amestec de formare în cavitatea formei ; este posibilă aplicarea presiunii gazelor sau atmosferice pentru îmbunătățirea alimentării.

c. *Forma maselotelor.* Forma maselotelor se stabilește în funcție de suprafața pe care se amplasează (rotundă, pătrată, dreptunghiulară). Maselota trebuind să se solidifice în urma piesei, forma cea mai convenabilă este aceea care asigură raportul minim între suprafață și volum, deci pierderi minime de căldură.

Din acest punct de vedere, este specifică forma sferică ; maselotele sferice sînt însă dificil de realizat (ele impun o suprafață suplimentară de separație). În ordine, urmează maselotele cilindrice și apoi cele pătrate. Eficacitatea de alimentare a maselotelor cilindrice este mai bună decît a celor cu alte secțiuni și sînt folosite ori de cîte ori este posibil.

Maselotele cilindrice cu o terminație sferică sînt și mai eficiente și se folosesc ca maselote laterale. În același fel, maselotele cu secțiune ovală sînt superioare celor cu secțiunea dreptunghiulară.

Punînd condiția ca raportul dintre suprafețe și volum să fie minim, se pot obține indicații asupra raportului optim între diametrul și înălțimea maselotei.

Scanned with OKEN Scanner

Considerînd o maselotă cilindrică închisă cu diametrul D și înălțimea H, suprafața de răcire S va fi :

$$S = \pi DH + \frac{\pi D^2}{4}, \tag{5.66}$$

iar volumul :

$$V = \frac{\pi \cdot D^2}{4} \cdot H ; \tag{5.67}$$

eliminînd pe H se obține :

$$S = \frac{4V}{D} + \frac{\pi \cdot D^2}{4} \cdot \tag{5.68}$$

La un volum V constant, suprafața va fi minimă pentru valoarea lui D, care anulează derivata :

$$\frac{dS}{dD} = -\frac{4V}{D^2} + \frac{\pi \cdot D}{2} = 0 \tag{5.69}$$

de unde :

$$D^3 = \frac{8V}{\pi};$$

dar :

$$V = \frac{\pi \cdot D^2}{4} \cdot H \tag{5.70}$$

deci :

$$D = 2H \text{ ; sau : } \frac{H}{D} = 0{,}5.$$

Procedînd la fel pentru o maselotă pătrată, cu latura a și înălțimea h se obține $\frac{h}{a} = 0{,}5$.

Pentru maselote deschise neizolate, atribuind suprafeței în contact cu aerul un efect dublu de răcire, se obține în cele două cazuri :

$$H = D \text{ și } h = a.$$

d. *Zona de influență a maselotelor.* În funcție de configurația piesei poate să existe unul sau mai multe noduri termice. Numărul maselotelor fiind funcție de numărul acestora.

Dacă se aplică mai multe maselote, fiecăreia din maselotă i se atribuie pentru alimentare o anumită zonă a piesei, numită zonă de influență. Pentru stabilirea zonei de influență a maselotelor s-au făcut foarte multe experimentări de diferiți cercetători.

Astfel, *B. B. Guleaev* în urma unor multiple încercări pe piese simple a stabilit că zona de influență a maselotelor depinde numai de grosimea peretelui piesei. Pentru limitele zonei de influență maximă el indică următoarele valori :

— 200...300 mm, pentru piese cu grosimea de perete de pînă la 20 mm ;
— 300...400 mm, pentru piese cu grosimea de perete de 20...40 mm ;
— 350...450 mm, pentru piese cu grosimea de aproximativ 50 mm.

Scanned with OKEN Scanner

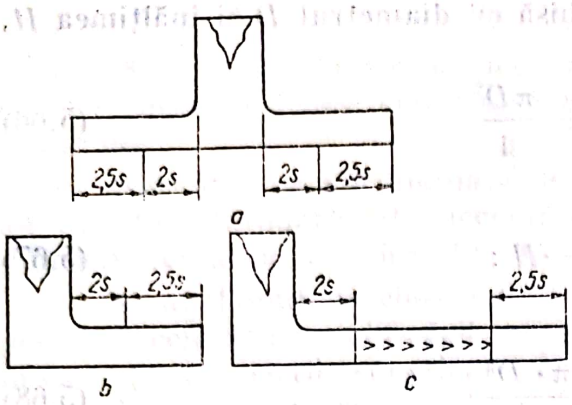


Fig. 5.28. Zona de influență a maselotelor.

Alți cercetători, *H. F. Bishop* și *W. Pellini* în urma unor experimentări pe piese simple (plăci, bare) turnate din oțel carbon (0,2...0,3% C), în poziție verticală și orizontală, indică, nu limitele zonei de influență a maselotelor, ci relații de calcul pentru fiecare zonă în parte. Concluziile la care au ajuns au fost următoarele :

— plăcile turnate au fost sănătoase, pe o distanță de la margine egală cu 2,5 s (s este grosimea plăcii). Această distanță constantă se datorește unui schimb de căldură mai intens la muchii și colțuri și a fost numit de cercetători *efect de capăt* ;

— a doua constatare a fost aceea că plăcile au fost sănătoase pe o întindere de 4,5 s, deci rezultă că zona de influență a maselotei este dublu grosimii piesei turnate (2 s).

În figura 5.28 sînt prezentate schematic zonele de influență a maselotelor dispuse în centrul plăcii (fig. 5.28, *a*) sau la capătul plăcii (fig. 5.28, *b* și *c*).

Din figura 5.28 rezultă că piesele se obțin sănătoase pe toată întinderea dacă nu depășesc lungimea de 4,5 s (fig. 5.28). Acest lucru rezultă din însumarea zonei de influență 2 s și a efectului de capăt de 2,5 s.

În cazul cînd lungimea piesei depășește 4,5 s, și se amplasează o singură maselotă ca în figura 5.28, *c* rezultă o zonă de întindere l_0 cu porozități axiale. Rezultă că distanța dintre maselote trebuie să fie aproximativ de 4,0 s pentru a se obține piese fără defecte.

Experiențele au scos în evidență că piese fără defecte se obțin atunci cînd în timpul solidificării există gradient longitudinal de temperatură dinspre capătul opus maselotei spre maselotă. Cînd acest gradient există, solidificarea se produce treptat de la partea opusă maselotei spre maselotă (solidificare dirijată).

În cazul cînd gradientul de temperatură lipsește, solidificarea are loc simultan și în acest caz apar porozități axiale. Rezultă, că pentru a se obține o piesă fără defecte pe lîngă regulile privind zona de acțiune a maselotelor trebuie să se aibă în vedere și gradientul de temperatură longitudinal.

Zona de acțiune laterală a maselotelor depinde și de presiunea metalului lichid în maselotă. Datorită acestui fapt, la maselotele cu înălțime mare sau cu presiune de gaze, zona de influență crește sensibil, ajungînd la 1 000 mm pe piese cu grosimea de perete de 40...50 mm și la 2 000 mm la grosimi de perete de 180...200 mm.

5.8. REGLAREA FUNCȚIONĂRII MASELOTELOR ȘI A PROCESULUI DE ALIMENTARE

Maselotele își îndeplinesc rolul lor în condiții cu atît mai bune, cu cît temperatura aliajului din maselotă la sfîrșitul umplerii este mai ridicată decît a aliajului din piesă, încît viteza de răcire a maselotei este mai mică decît a piesei și cu cît presiunea aliajului lichid din maselotă este mai mare.

Scanned with OKEN Scanner

Consumul de aliaj lichid pentru maselote poate să varieze între 15% (în cazul lingourilor) și pînă la 100% (în cazul pieselor turnate) din greutatea piesei.

În același timp volumul retasurii care trebuie compensat din maselotă, nu depășește valoarea de 4% din volumul piesei turnate, restul de aliaj este utilizat neeficient pentru menținerea și realizarea sursei de alimentare cu fază lichidă a retasurii. Din acest motiv este necesară reglarea funcționării maselotelor în sensul măririi eficacității lor (a randamentului).

Reglarea funcționării maselotelor în vederea măririi randamentului lor, se poate realiza pe cale termică sau mecanică.

Metodele termice urmăresc în principal micșorarea vitezei de răcire a maselotei (creșterea duratei de solidificare). Aceasta se obține prin micșorarea pierderilor de căldură sau și prin încălzirea aliajului lichid din maselotă.

În vederea micșorării pierderilor de căldură și deci a creșterii duratei de solidificare se utilizează izolarea termică și prin această micșorarea coeficientului de solidificare.

Aliajul lichid din maselotă, pierde căldura prin convecție, radiație și conducție.

Pierderea de căldură prin convecție și radiație are loc la suprafața superioară a maselotelor deschise în contact cu atmosfera iar pierderea de căldură prin conductivitate are loc la suprafața de contact a maselotei cu materialul formei.

Pierderile de căldură, în unitatea de timp, prin unitatea de suprafață în funcție de modul de transmitere, sînt date de relațiile :

— prin convecție :

$$Q_{cv} = C(T_m - T_a)^{1,25}, \tag{5.71}$$

— prin radiație :

$$Q_r = C'\varepsilon\left[\left(\frac{T_m}{100}\right)^4 - \left(\frac{T_a}{100}\right)^4\right], \tag{5.72}$$

— prin conducție ;

$$Q_c = F \cdot C''(T_m - T_f)\left(\frac{C'''}{R}t + \frac{2\sqrt{t}}{\sqrt{\pi a}}\right); \tag{5.73}$$

în care : T_m — este temperatura aliajului din maselotă ;
T_a — temperatura mediului ambiant ;
T_f — temperatura formei ;
C, C', C'', C''' — constante ;
ε — coeficient de emisivitate ($\varepsilon = 0{,}5$) ;
R — raza maselotei cilindrice ;
a — coeficientul de difuzivitate termică ;
t — timpul.

Deci, pierderile totale de căldură din maselotă sînt :

$$Q = Q_{cv} + Q_r + Q_c. \tag{5.74}$$

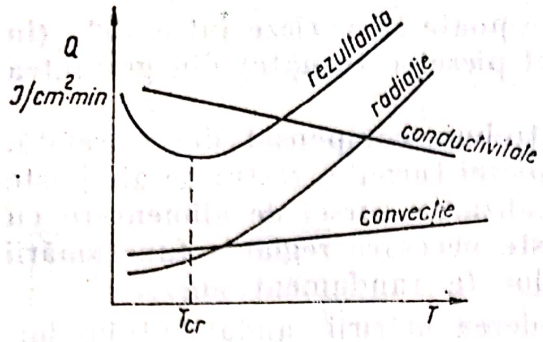


Fig. 5.29. Pierderile de căldură prin maselotă.

În figura 5.29 se arată variația în timp a pierderilor de căldură din maselotă Q.

Rezultă că cele mai mari pierderi de căldură sînt prin radiație și sînt cu atît mai mari cu cît temperatura de turnare a aliajului este mai ridicată (de exemplu : oțelurile).

Pierderile de căldură prin conducție se micșorează în timp iar cele prin convecție sînt de la început mici.

Esența micșorării pierderilor de căldură prin izolare termică constă în micșorarea pierderilor prin radiație, și deci este rentabil să se aplice la aliajele cu temperatură ridicată de topire (aliajele feroase).

Izolarea termică se poate realiza prin : izolarea băii de metal de la suprafața maselotei cu un strat izolant cu conducție termică scăzută (capitolul 4) ; sau prin izolarea laterală și la partea superioară a maselotei prin folosirea bucșelor din materiale termoizolante (materiale poroase, perlit expandat, șamotă).

O altă măsură de creștere a duratei de solidificare a aliajului din maselotă constă în încălzirea aliajului ; utilizarea amestecurilor exoterme ; utilizarea arcului electric ; turnarea suplimentară în maselotă (supraturnare).

La baza utilizării amestecurilor exoterme stă reacția exotermă capabilă să degaje o cantitate mare de căldură Q :

$$3\,Al + Fe_2O_3 = Al_2O_3 + 2\,Fe + Q. \qquad (5.75)$$

Mărirea eficienței maselotelor prin metode mecanice constă în creșterea presiunii asupra coloanei de aliaj lichid care alimentează retasura din peretele piesei turnate.

În timpul solidificării aliajului se micșorează volumul și greutatea aliajului lichid și deci presiunea metalostatică (ρH) (fig. 5.30). Evident că în timpul solidificării se micșorează raportul dintre greutatea aliajului lichid liber și greutatea aliajului lichid din zona bifazică și deci raportul $\frac{H\rho}{P_c}$ (fig. 5.31, *a*).

Rezultă că la sfîrșitul procesului de solidificare raportul $\frac{H\rho}{P_c} < 1$ și începe să predomine forțele capilare (P_c) față de presiunea metalostatică. În această perioadă încetează alimentarea suplimentară a piesei turnate cu fază lichidă către maselotă în axa termică. În afară de aceasta o perioadă oarecare a procesului de solidificare dispare faza lichidă și există numai faza lichidă legată (zona bifazică) capabilă să se deplaseze numai sub influența forțelor capilare.

Așadar, odată cu dispariția fazei lichide libere (fig. 5.30) încetează și procesul de alimentare a retasurii cu aliaj lichid.

În vederea asigurării condițiilor de funcționare optimă a maselotei este necesar să se țină seama de cîmpul de temperatură, de cîmpul de forță din maselotă și în același timp de coeficientul de eficiență al acesteia.

Scanned with OKEN Scanner

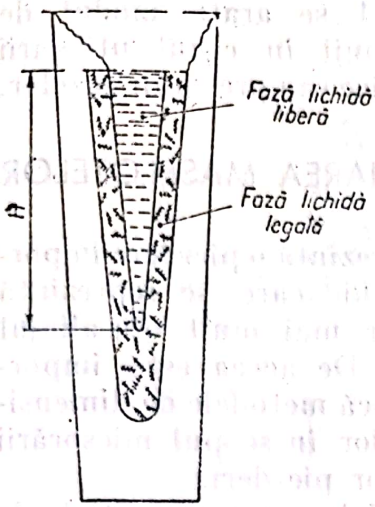


Fig. 5.30. Corelația volumului de fază lichidă liberă și legată din zona bifazică în timpul solidificării maselotei.

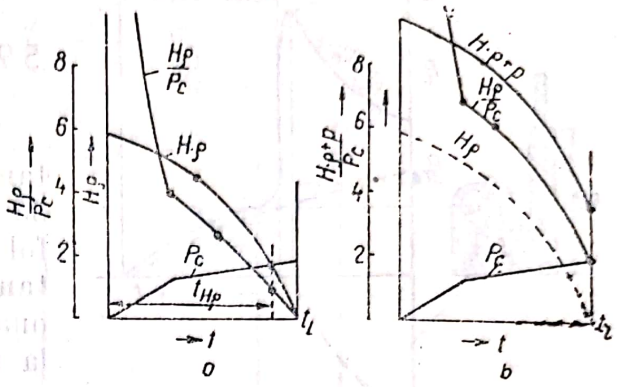


Fig. 5.31. Variația parametrilor procesului de solidificare în timp în maselotă (peretele piesei turnate).

Așa cum rezultă din figura 5.31, presiunea metalostatică se micșorează în timp. Prin creșterea presiunii din maselotă cu mărimea p (fig. 5.31) se obțin condiții mult mai bune de alimentare. În cazul folosirii presiunii atmosferice, presiunea care se exercită asupra aliajului se adaugă la cea metalostatică și în acest caz condițiile de alimentare vor fi categoric mai bune.

În figura 5.32 se arată influența presiunii atmosferice (P_a) asupra retasurii din maselotă. În cazul utilizării presiunii gazelor, valoarea lui p din figura 5.31, b poate fi mărită și mai mult și deci prin aceasta procesul de alimentare se intensifică.

În cazul măririi presiunii prin intermediul gazelor se utilizează adaosuri de $CaCO_3$ în partea superioară a maselotei sub formă de pastile care în contact cu aliajul lichid degajă o cantitate mare de CO_2, capabilă se exercite o presiune asupra coloanei de aliaj lichid și deci presiunea în timpul alimentării crește brusc (fig. 5.33).

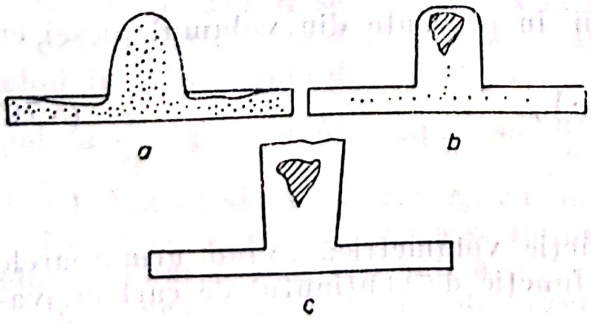


Fig. 5.32. Influența presiunii atmosferice asupra retasurii din maselotă :
a — maselotă închisă fără presiune atmosferică ; *b* — maselotă închisă cu presiune atmosferică ; *c* — maselotă deschisă.

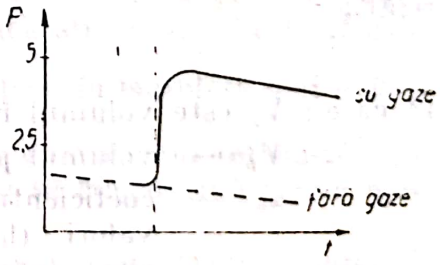


Fig. 5.33. Variația presiunii din maselotă în cazul utilizării gazelor.

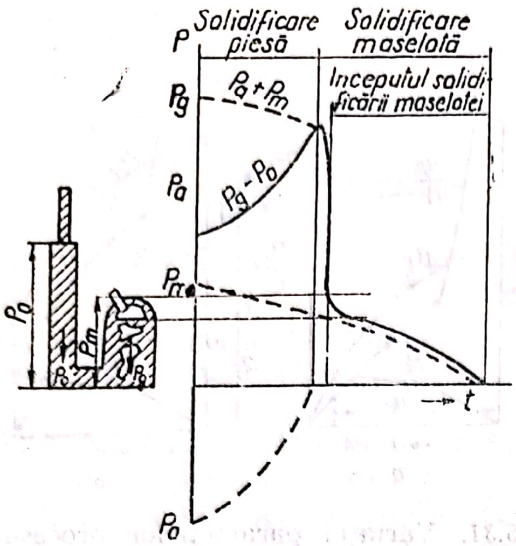


Fig. 5.34. Variația presiunii din maselotă în cazul presiunii atmosferice sau presiunii gazelor.

În figura 5.34 se arată modul de variație al presiunii în cazul utilizării presiunii atmosferice sau presiunii gazelor.

5.9. DIMENSIONAREA MASELOTELOR

Maselotele reprezintă o pierdere importantă de aliaj lichid care se reprezintă 35...50% și chiar mai mult din aliajul folosit la turnare. De aceea este important să se cunoască metodele de dimensionare a maselotelor în scopul micșorării la minim a acestor pierderi.

În prezent se folosesc două metode de dimensionare a maselotelor.

Prima metodă pornește de la stabilirea conținutului minim de aliaj lichid necesar să existe în maselotă în timpul solidificării piesei.

A doua metodă are la bază stabilirea timpului de solidificare a maselotei, cu condiția ca durata de solidificare a maselotei să fie mai mare decît durata de solidificare a piesei.

Metoda conținutului minim de aliaj lichid în maselote constă în următoarele :

a — se asigură solidificarea dirijată a piesei (solidificarea treptată a piesei de jos în sus) astfel ca retasura să fie concentrată la partea superioară a piesei. Solidificarea dirijată a piesei se asigură astfel : se așază piesa în formă astfel ca pereții subțiri să fie în partea de jos, iar secțiunile groase în partea de sus, devenind maselote pentru părțile subțiri. Dacă piesa are grosimi uniforme de perete și dacă suprafețele laterale sînt prelucrate, se asigură solidificarea dirijată prin mărirea adaosului de prelucrare spre partea superioară ;

b — identificarea nodurilor termice și rezolvarea modului de eliminare fie cu răcitori exteriori sau interiori fie cu maselote ;

c — fixarea punctelor în care trebuie amplasate maselotele. Fixînd locul de așezare a maselotelor se stabilește : numărul maselotelor ; forma maselotelor ; zona lor de influență ;

d — se calculează volumul retasurii în procente din volumul piesei cu relația :

$$V_r = \alpha_v \cdot V_p, \tag{5.76}$$

în care : V_r este volumul retasurii, în % ;

V_p — volumul piesei ;

α_v — coeficientul de contracție volumetrică avînd următoarele valori : (la oțeluri în funcție de conținutul de carbon, variază între 3...5%) ;

e — se distribuie volumul retasurii diverselor maselote proporțional cu volumul zonei de influență, astfel ca fiecare maselotă să conțină o cantitate de aliaj lichid minimă egală cu volumul retasurii care se formează sub ea.

Scanned with OKEN Scanner

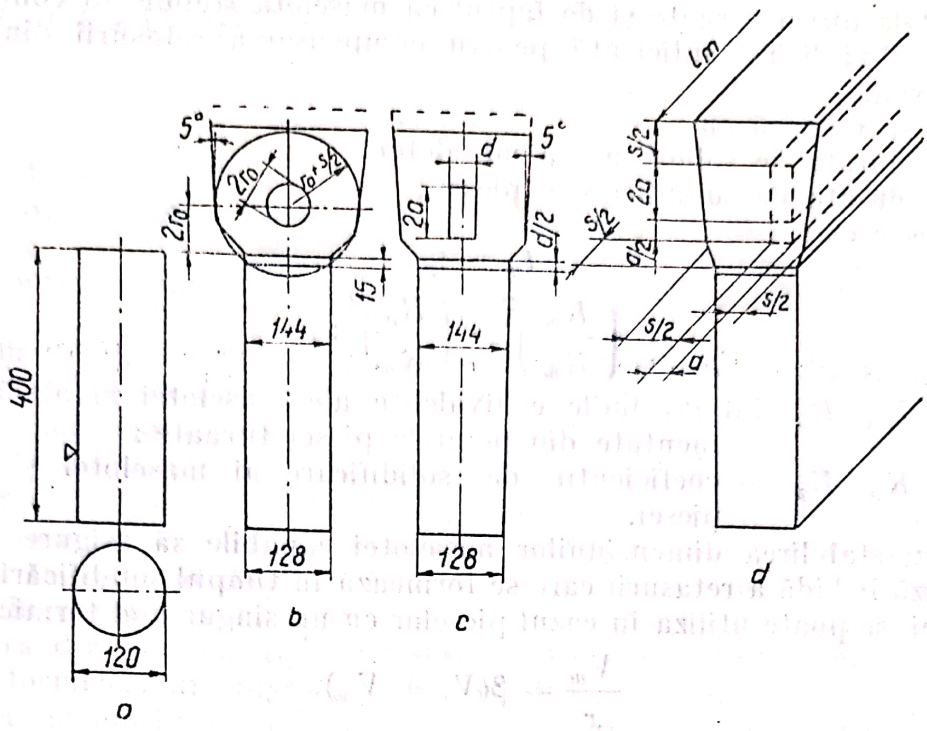


Fig. 5.35. Schema de alimentare a maselotelor.

În cazul piesei de formă cilindrică (fig. 5.35) sau cu secțiune pătrată se dă acestui volum forma sferică, raza sferei calculîndu-se din relația :

$$\frac{4\pi \cdot r_0^3}{3} = \Delta V_1,$$

în care : ΔV_1 este volumul de retasură corespunzător maselotei ce trebuie calculată.

f — pentru a obține forma și dimensiunea maselotei se sporește mai întîi înălțimea piesei cu 10...25 mm formînd un guler prin care se face ulterior tăierea maselotei cu flacără oxiacetilenică sau cu un fierăstrău mecanic. Se desenează apoi o sferă cu raza r_0, avînd centrul pe axa maselotei la înălțimea $2\,r_0$ de la piesă și concentric cu această sferă se trasează sfera cu raza $R = r_0 + \frac{s}{2}$, (în care s este grosimea piesei).

Sfera cu raza R se racordează la piesă, sub un unghi de 45°, (fig. 5.35). Se obține astfel maselotă de formă sferică, care va alimenta piesa cu aliaj lichid în timpul solidificării, deoarece cînd grosimea stratului solidificat este egal cu $\frac{s}{2}$, piesa este complet solidificată în timp ce în maselotă mai există aliaj lichid în sfera cu raza r_0, cu un volum egal cu volumul retasurii.

Deoarece maselota sferică se formează greu, ea se transformă într-o maselotă cilindrică sau prismatică.

Înălțimea minimă a maselotei rezultă constructiv, dar de regulă se adoptă pînă la suprafața de sus a ramei de formare.

Pentru determinarea dimensiunilor maselotelor prin *metoda a doua* se ține seama de : că durata de solidificare a maselotei indiferent de forma și tipul ei, trebuie să fie mai mare decît durata de solidificare a zonei alimentate

Scanned with OKEN Scanner

din peretele piesei turnate și de faptul că maselota trebuie să conțină o rezervă de aliaj lichid suficientă pentru compensarea retasurii din peretele piesei turnate.

Dacă se notează cu :

t_m — durata de solidificare a maselotei ;

t_p — durata de solidificare a piesei ;

este necesar ca :

$$t_m > t_p ;$$

sau :

$$\left(\frac{R_m}{K_m}\right)^2 > \left(\frac{R_p}{K_p}\right)^2 ; \tag{5.79}$$

în care : R_m, R_p sînt grosimile echivalente ale maselotei și ale zonei alimentate din peretele piesei turnate ;

K_m, K_p — coeficienții de solidificare ai maselotei și peretelui piesei.

Pentru stabilirea dimensiunilor maselotei capabile să asigure alimentarea cu fază lichidă a retasurii care se formează în timpul solidificării în peretele piesei, se poate utiliza în cazul pieselor cu un singur nod termic, relația :

$$\frac{V_m}{x} = \beta(V_p + V_m), \tag{5.80}$$

în care : V_m este volumul fazei lichide din maselotă ;

V_p — volumul zonei alimentate din peretele piesei ;

x — coeficientul de neeconomicitate al maselotei ;

β — coeficientul de contracție exprimat în sutimi de părți.

Din relația (5.80) se obține că volumul maselotei este :

$$V_m = \frac{x \cdot \beta}{1 - x \cdot \beta} \cdot V_p. \tag{5.81}$$

O parte oarecare din peretele piesei poate să se solidifice încă în timpul turnării aliajului în formă, de aceea ea nu va participa la formarea retasurii.

Așadar, relația pentru determinarea volumului de fază lichidă din maselotă necesar pentru compensarea contracției la solidificare va fi :

$$V_{m.c} = \frac{x \cdot \beta}{1 - x \cdot \beta}(V_p - V_m). \tag{5.82}$$

Dacă se cunoaște coeficientul de contracție β, și coeficientul de neeconomicitate al maselotei x pentru fiecare aliaj și maselotă în parte se poate să se obțină ecuația simplificată pentru determinarea volumului maselotei.

Coeficientul x variază în limite largi de la 3...20 și chiar mai mult. Valorile minime se referă la maselotele exoterme iar valorile maxime la maselotele cu depresiune și îndepărtate de zona de alimentare.

În cazul maselotelor exoterme deschise valoarea lui $x = 3...10$ iar în cazul aliajelor care se solidifică într-un interval mare de temperatură, forțele capilare pot depăși presiunea metalostatică într-o anumită perioadă a solidificării și în aceste cazuri maselota joacă un rol secundar.

La aliajele care se solidifică în volum (de exemplu : bronzuri cu staniu) maselotele deschise și cele laterale nu joacă practic nici un rol.

În vederea intensificării procesului de alimentare a peretelui piesei cu fază lichidă pentru compensarea retasurii se utilizează alte măsuri tehnologice (mărirea presiunii, accelerarea vitezei de răcire în nodurile termice etc.).

Scanned with OKEN Scanner

Volumul ideal al maselotei se determină din relația :

$$V_{m.ideal} = V_p \left(\frac{\rho_s}{\rho_l} - 1 \right), \qquad (5.83)$$

în care : V_p este volumul zonei din peretele piesei alimentate ;
ρ_s — densitatea specifică a aliajului la temperatura solidus ;
ρ_l — densitatea specifică a aliajului la temperatura de turnare.

În practică, însă nu se poate utiliza valoarea volumului ideal al retasurii, deoarece :

— aliajul din maselotă se solidifică treptat, odată cu peretele piesei turnate ;

— suprafața de contact a zonei din peretele piesei turnate cu maselotă nu este o suprafață plană ;

— în zona aflată sub maselotă apar procese de segregare (fig. 5.13) ;

— peretele piesei turnate care urmează să fie alimentat cu fază lichidă din maselotă nu se solidifică în direcția maselotei cu un front de solidificare orizontal și cu un unghi $\omega = 180°$ (fig. 4.60, *c*) așa cum se realizează aceste condiții în cazul turnării centrifugale. Din contră procesul de solidificare se desfășoară din direcția ambilor pereți și din acest motiv fronturile de solidificare formează un unghi ascuțit (fig. 4.60, *a* și *b*).

Din acest motiv după solidificare întotdeauna există o zonă de exces din volumul maselotei.

În timpul solidificării aliajului din peretele piesei, volumul aliajului din maselotă se micșorează cu valoarea $V_{supl.}$ (fig. 5.36). Diferența $V_m - V_{supl.}$, dacă nu se ține seama de contracția volumică a fazei solide care are loc în timpul solidificării aliajului din maselotă, reprezintă volumul de aliaj care compensează retasura din peretele piesei.

Ținînd seama și de micșorarea nivelului aliajului lichid din maselotă în timpul solidificării V_{cl} se poate ajunge la relația :

$$V_m - V_{supl} = V_r + V_{cl}. \qquad (5.84)$$

Eficiența maselotei poate fi apreciată cu ajutorul coeficientului de utilizare a metalului din maselotă :

$$\eta_m = \frac{V_r}{V_m}. \qquad (5.85)$$

În cazul cînd volumul maselotei se apropie de volumul ideal, $\eta_m \to 1$. Cu cît este mai mare η_m cu atît este mai mică valoarea volumului suplimentar din maselotă, cu atît eficiența economică a maselotei este mai mare.

Valoarea inversă a raportului definește coeficientul de neeconomicitate, al maselotei :

$$x = \frac{V_m}{V_r}. \qquad (5.86)$$

Valoarea sa este în mod obișnuit $x = 5 \ldots 15$. În cazul cînd $x \to 1$, putem vorbi de dimensiuni ideale ale maselotei.

În vederea creșterii eficienței maselotelor, adică a valorii η_m, este necesar să fie realizat un grad ridicat de dirijare a procesului de solidificare,

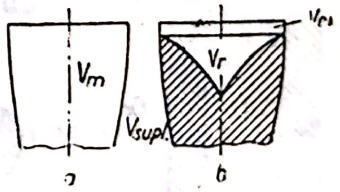


Fig. 5.36. Solidificarea aliajului în maselotă :
a — volumul inițial de aliaj lichid ; *b* — volumul de aliaj solidificat din maselotă.

mai ales în zona de trecere de la peretele piesei la maselotă (valoare mare pentru unghiul ω); prin orientarea (dirijarea) frontului de solidificare, se urmăresc: mărirea unghiului ω; micşorarea valorii raportului ψ (fig. 5.37), unde: $\psi = \frac{F_k}{F_m} = \frac{\textit{suprafaţa de cristalizare}}{\textit{suprafaţa superioară a coloanei de aliaj lichid}}$.

Cu cît este mai mic ψ cu atît este mai mare raza de curbură a suprafeţei retasurii, cu atît posibilitatea de alimentare a peretelui piesei cu aliaj lichid din maselotă este mai mare (fig. 5.38).

Forma optimă pentru alimentarea retasurii este arătată în figura 5.38, *a*. În acest caz, forţele capilare joacă un rol mic şi deci alimentarea retasurii se poate face numai cu ajutorul forţei gravitaţionale.

Asupra valorii lui ψ şi deci a adîncimii retasurii în peretele piesei turnate se poate influenţa prin reglarea vitezei de răcire, utilizînd materiale de formare cu conducţie termică diferită. În acelaşi scop se poate utiliza schimbarea construcţiei peretelui piesei.

Capacitatea de alimentare a maselotei deschise este cu atît mai mare cu cît valoarea lui μ (fig. 4.60), adică adîncimea zonei bifazice este mai mică. Cu creşterea valorii lui μ (adică cu creşterea zonei bifazice) şi cu micşorarea unghiului ω, trebuie mărit volumul maselotei întrucît forţele capilare care se opun curgerii şi filtrării aliajului lichid din maselotă devin din ce în ce mai mari.

În legătură cu raza de influenţă se poate aprecia că cu cît valoarea lui μ este mai mică cu atît raza de influenţă a maselotei este mai mare.

Deci, condiţiile de bază la dimensionarea maselotelor sînt: asigurarea volumului de aliaj lichid suficient pentru compensarea retasurii din peretele piesei şi asigurarea unei durate de solidificare suficiente pentru a determina curgerea aliajului pe baza forţelor gravitaţionale.

În vederea determinării duratei de solidificare în practică este necesar să se ţină seama de combinarea anumitor configuraţii dintre peretele piesei şi maselotă.

1. Peretele piesei turnate are configuraţia de cub (sau sferă) iar maselota reprezintă o prelungire a peretelui piesei (fig. 5.39, *a*). Pentru asigurarea unei alimentări suficiente se recomandă următorul raport:

$$\frac{d_m}{d_p} = 1{,}05 \ldots 1{,}10, \qquad (5.87)$$

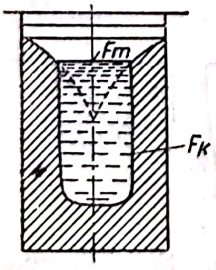


Fig. 5.37. Schema pentru determinarea raportului α.

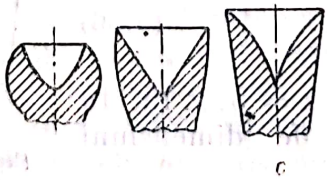


Fig. 5.38. Dependenţa formei retasurii de mărimea α.

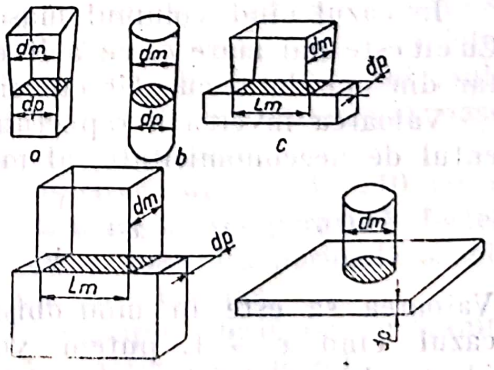


Fig. 5.39. Diferite secţiuni de îmbinare între maselotă şi piesă.

în care : d_m și d_p sînt diametrele cercurilor înscrise în secțiunea maselotei deschise și respectiv a peretelui piesei în zona de alimentare.

Pentru maselotele închise trebuie să se asigure următorul raport

$$\frac{d_m}{d_p} = 0{,}96 \ldots 1{,}00.$$

2. Dacă piesa are configurația de cilindru sau de prismă și se toarnă în poziție verticală, atunci maselota reprezintă prelungirea peretelui piesei (fig. 5.39, *b*). În acest caz se recomandă aceleași rapoarte ca în cazul precedent.

3. Dacă piesa are forma de prismă și se toarnă în poziție orizontală, atunci maselota va fi o prismă dreaptă (fig. 5.39, *c*). În această grupă se încadrează și piesele inelare. În cazul utilizării maselotelor prismatice, lățimea lor trebuie astfel aleasă, încît să se asigure raportul din relația 5.87. Relația dintre lungimea maselotei L_m și lățimea d_m este următoarea :

$$\frac{L_m}{d_m} \geqslant 2{,}5. \qquad (5.88)$$

Dacă această condiție nu este asigurată, atunci răcirea accelerată a maselotei la părțile frontale va frîna procesul de alimentare spre sfîrșitul solidificării peretelui piesei.

4. Dacă piesa reprezintă o placă și se toarnă în poziția verticală atunci maselota reprezintă un paralelipiped (fig. 5.39, *d*).

Raportul dintre dimensiunile maselotei și ale piesei trebuie să satisfacă condițiile din relațiile (5.87 și 5.88).

5. Dacă piesa reprezintă o placă și se toarnă în poziția orizontală atunci maselota reprezintă un cilindru (fig. 5.39, *e*). În acest caz raportul dintre secțiunea maselotei și secțiunea piesei trebuie să fie de 4 : 1. În practică trebuie să se asigure următorul raport :

$$\frac{h_m}{d_p} = 3{,}00 \ldots 3{,}5. \qquad (5.89)$$

Metodă simplificată pentru determinarea macroretasurii și maselotelor. Pentru calcule se consideră un perete cilindric la care se adoptă următoarele simplificări :

— la trecerea aliajului din stare lichidă în stare solidă, volumul se micșorează cu valoarea α, determinată cu relația 5.38 ;

— microretasura zonală nu se formează ;

— solidificarea peretelui la toate suprafețele, inclusiv și la cea superioară se determină cu ajutorul legii rădăcinii patrate ;

— volumul retasurii care se formează are conturul format din linii drepte.

În figura 5.40 se prezintă schema de calcul a volumului retasurii. Presupunem că piesa împreună cu maselota reprezintă un corp geometric cu volumul V și raza R.

Scanned with OKEN Scanner

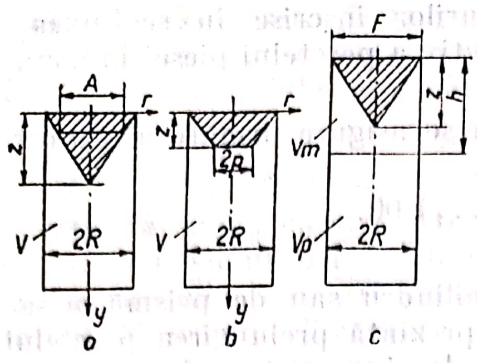


Fig. 5.40. Schema de calcul a volumului de retasură :
a — metal pur ; *b* — aliaj cu interval de solidificare ; *c* — piesa turnată cu maselotă.

Volumul retasurii care se formează în partea superioară a piesei va avea forma conică cu înălțimea z (fig. 5.40, *a*).

Ecuația pentru calculul volumului retasurii poate fi scrisă astfel :

$$A\,dy = \alpha\,dV + A\,w\,dt, \tag{5.90}$$

în care : y este coordonata corespunzătoare razei r a suprafeței coloanei de aliaj lichid A ;
t — timpul ;
w — viteza de solidificare a aliajului de jos în sus pe diastanța y de la partea superioară a peretelui.

Ipoteza că volumul retasurii care se formează are conturul format din linii drepte, adică reprezintă un corp geometric, poate duce la o simplificare simțitoare a calculului.

Pe baza expresiei 5.90 se poate obține o egalitate algebrică de forma :

$$S \cdot z = \alpha \cdot V + S w_m \cdot t_s, \tag{5.91}$$

în care : S este suprafața în secțiunea orizontală a zonei cu retasură, valoarea medie pentru înălțimea z ;
w_m — viteza medie de solidificare în direcția jos-sus și se poate determina aproximativ ca viteza de solidificare la jumătate din înălțimea zonei cu retasură ;
t_s — durata totală de solidificare ;
V — volumul total al peretelui piesei.

Partea din stînga egalității reprezintă volumul total al zonei ocupată de retasură. În partea dreaptă, primul termen este volumul retasurii iar al doilea termen este volumul punților.

Dacă solidificarea de la suprafețele laterale și de la suprafața de jos se desfășoară conform legii rădăcinii patrate, cu coeficientul K, atunci durata de solidificare a peretelui poate fi determinată cu relația :

$$t_s = \left(\frac{R}{K}\right)^2. \tag{5.92}$$

Solidificarea la partea superioară se determină cu relația :

$$y = mK\sqrt{t_s}, \tag{5.93}$$

în care : m este raportul vitezelor de solidificare începînd de sus în jos și de la pereții laterali.

Experiența arată că pentru maselotele deschise (în cazul turnării oțelului și aliajelor neferoase) în amestecurile de formare, valoarea $m = 2$, iar pentru maselotele închise, $m = 1$.

Viteza de solidificare la distanța y de la suprafața superioară este dată de relația :

$$w = \frac{dy}{dt} = \frac{m^2K^2}{2y}, \tag{5.94}$$

iar viteza medie pentru înălțimea z, de relația :

$$w_m = \frac{m^2K^2}{z}. \tag{5.95}$$

Introducînd valorile din expresiile (5.47) și (5.50) în relația (5.46) se obține :

$$Sz = \alpha V + S\frac{m^2R^2}{z}, \tag{5.96}$$

sau :

$$z^2 - \frac{\alpha V}{S}z - m^2R^2 = 0. \tag{5.97}$$

Din relația (5.97) se elimină soluția negativă și se obține :

$$Z = \frac{\alpha V}{2S} + \sqrt{\left(\frac{\alpha V}{2S}\right)^2 + m^2R^2}. \tag{5.98}$$

Deoarece retasura are forma unui corp geometric, putem determina dimensiunile medii ale zonei ocupate de ratasură ;

— pentru perete (maselotă) cilindrică :

$$S = \frac{\pi R^2}{3} \tag{5.99}$$

— pentru perete (maselotă) sub formă de prismă cu secțiunea pătrată :

$$S = \frac{4R^2}{3} \tag{5.100}$$

— pentru perete (maselotă) sub formă de paralelipiped cu lungimea L și lățimea $2R$:

$$S = RL - \frac{2}{3}R^2. \tag{5.101}$$

Pentru piesele cilindrice din egalitatea (5.98) și (5.99) se obține :

$$Z = \frac{3\alpha V}{2\pi R^2} + \sqrt{\left(\frac{3\alpha V}{2\pi R^2}\right)^2 + m^2R^2}. \tag{5.102}$$

În cazul aliajelor cu interval de solidificare, zona ocupată de macroretasură va fi sub formă de trunchi de con cu diametrul mic 2ρ (fig. 5.40, *b*). Atunci durata de solidificare la nivelul z va fi :

$$t_n = \left[\frac{R(1-n)}{K}\right]^2, \tag{5.103}$$

Scanned with OKEN Scanner

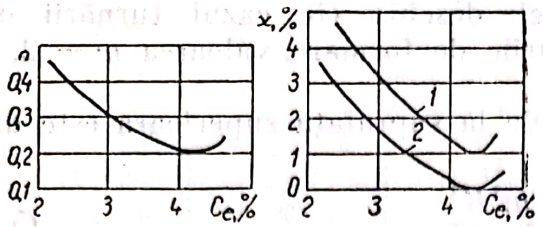


Fig. 5.41. Influența carbonului echivalent *(Ce)* asupra coeficientului de formă n și coeficientului de contracție α.

1 — formă din amestec obișnuit; *2* — formă din amestec cu silicat de sodiu.

iar suprafața medie a secțiunii

$$S = \frac{\pi R^2}{3}(1 + n + n^2) = \frac{\pi R^2}{3}\beta, \tag{5.104}$$

unde:

$$\beta = 1 + n + n^2.$$

În acest caz, adîncimea zonei cu macroretasură în corpul peretelui cilindric va fi:

$$Z = \frac{3\alpha V}{2\pi\beta R^2} + \sqrt{\left(\frac{3\alpha V}{2\pi\beta R^2}\right)^2 + m^2R^2(1-n)^2}. \tag{5.105}$$

Dacă $n = 0$ se obține din nou relația 5.98.

Pentru calculul zonei cu macroretasură în piesele turnate din fontă, valoarea lui α și n se determină cu ajutorul figurii 5.41.

Pentru maselote deschise $m = 1{,}3$ iar pentru maselote închise $m = 1{,}1$.

Relațiile 5.98 și 5.105 dau rezultate bune în cazul turnării oțelului, aliajelor neferoase și fontei.

Formulele obținute permit să se determine și înălțimea maselotei în vederea compensării macroretasurii.

Se determină dimensiunile maselotei pentru piesa cu volumul V_0 și diametrul $2R$ (fig. 5.40, *c*).

Înălțimea maselotei este notată cu h, iar suprafața cu F. Dacă se ia în considerare că raportul dintre adîncimea zonei cu retasură (z) și înălțimea maselotei (h) este notat cu σ, atunci

$$z = \sigma \cdot h, \tag{5.106}$$

în care σ este coeficient de siguranță.

Volumul maselotei V_m este:

$$V_m = h \cdot F, \tag{5.107}$$

iar volumul total al piesei turnate și maselotei este:

$$V = V_0 + V_m. \tag{5.108}$$

Din egalitățile 5.106, 5.107 și 5.97 și ținînd seama de 5.108 se obține:

$$\sigma^2h^2 - \alpha\left(\frac{V_0}{S} + \frac{hF}{S}\right)\sigma h - m^2R^2 = 0 \tag{5.109}$$

sau:

$$h^2 - \frac{\alpha V_0}{\sigma\left(1 - \frac{\alpha F}{\sigma S}\right)S}h - \frac{m^2R^2}{\sigma^2\left(1 - \frac{\alpha F}{\sigma S}\right)} = 0 \tag{5.110}$$

Scanned with OKEN Scanner

Rezolvînd ecuația 5.110 se obține :

$$h = \frac{\alpha V_0}{2\sigma S\left(1 - \frac{\alpha F}{\sigma S}\right)}\left[1 + \sqrt{1 + \left(1 - \frac{\alpha F}{\sigma S}\right)\left(\frac{2m SR}{\alpha V_0}\right)^2}\right] \qquad (5.111)$$

Pentru piesele turnate cu configurație complicată, coeficientul de siguranță $\sigma = 0{,}75$.

Pentru pereți (maselote) cilindrice cu $S = \frac{\pi R^2}{3}$ și $F = \pi R^2$:

$$h = \frac{3\alpha V_0}{2\sigma\pi R^2\left(1 - 3\frac{\alpha}{\sigma}\right)}\left[1 + \sqrt{1 + \left(1 - 3\frac{\alpha}{\sigma}\right)\left(\frac{2m\pi R^3}{3\alpha V_0}\right)^2}\right]. \qquad (5.112)$$

În cazul turnării aliajelor cu interval de solidificare se ține seama că retasura este un trunchi de con și atunci :

$$h = \frac{3\alpha V_0}{2\sigma\beta\pi R^2\left(1 - 3\frac{\alpha}{\sigma}\right)}\left[1 + \sqrt{1 + \left(1 - 3\frac{\alpha}{\sigma}\right)\left(\frac{2m(1-n)\beta\pi R^3}{3\alpha V_0}\right)^2}\right] \qquad (5.113)$$

Pentru $n = 0$, se obține din nou egalitatea 5.112.

5.10. CONTRACȚIA PIESELOR TURNATE DUPĂ SOLIDIFICARE

S-a arătat că procesul de contracție începe încă de la turnarea aliajului în cavitatea formei și că întîlnim trei tipuri de contracție : în stare lichidă, la solidificare și în stare solidă.

Coeficientul de contracție în volum a aliajului lichid caracterizează micșorarea volumului la răcirea cu 1 grd.

$$\alpha_{vl} = \frac{V_t - V_l}{V_t(T_t - T_l)}, \qquad (5.114)$$

în care : V_t este volumul ocupat de aliajul lichid la temperatura de turnare, T_t ;

V_l — volumul ocupat de aliajul lichid la temperatura lichidus, T_l.

Așadar, contracția totală relativă de la temperatura de turnare pînă la temperatura lichidus este

$$\varepsilon_{vl} = \frac{V_t - V_l[1 - \alpha_l(T_t - T_l)]}{V_t} = \alpha_l(T_t - T_l), \qquad (5.115)$$

în care α_l este valoarea medie a coeficientului de contracție între temperatura $T_t - T_l$.

Scanned with OKEN Scanner

Coeficientul de contracție în volum la solidificare (α_{vk}) a aliajului eutectic sau a metalului, caracterizează micșorarea relativă de volum:

$$\alpha_{vk} = \frac{V_l - V_s}{V_l}. \tag{5.116}$$

Deci, la aliajele eutectice și metale pure coeficientul de contracție coincide cu contracția volumică.

În cazul aliajelor care se solidifică într-un interval de temperatură, coeficientul de contracție termică efectiv (α_{vk}) pentru temperaturile între $T_l - T_s$ se obține din relația:

$$\alpha_{vk.ef} = \frac{V_l - V_s}{V_l(T_l - T_s)}, \tag{5.117}$$

și atunci contracția la solidificare va fi:

$$\varepsilon_{vk} = \frac{V_l - V_l[1 - \alpha_{vk.ef}(T_l - T_s)]}{V_l} = \alpha_{vk.ef}(T_l - T_s). \tag{5.118}$$

Se consideră piesa turnată ca un corp care posedă o configurație exterioară care se formează în momentul cînd crusta de la suprafața peretelui începe să se contracte. Deci momentul formării piesei turnate coincide cu momentul începerii contracției liniare a piesei.

Rezultă că, contracția liniară în stare solidă a fiecărui element al piesei turnate (ε_{ls}) pînă în momentul răcirii va fi:

$$\varepsilon_{l.s} = \frac{l_{i.c} - l_{i.c}[1 - \alpha_S (T_{i.c} - T_0)]}{l_{i.c}} = \alpha_s(T_{i.c} - T_0), \tag{5.119}$$

în care: $l_{i.c}$ este dimensiunea inițială a piesei turnate în momentul atingerii temperaturii de început de contracție $T_{i.c}$;

α_s — coeficientul mediu de contracție termică în stare solidă în intervalul $T_{i.c} - T_0$.

În cazul majorității metalelor și aliajelor, coeficientul de contracție termică crește cu temperatura.

De exemplu, pentru fier, coeficientul de contracție termică în volum la 100, 400 și 600°C este în ordine:

$$\alpha_{vs} = 12{,}7 \cdot 10^{-6};\ \alpha_{vs} = 14{,}8 \cdot 10^{-6};\ \alpha_{vs} = 16 \cdot 10^{-6}.$$

La temperatura de topire 1 538°C $\alpha_{vl} = (1{,}0 \ldots 1{,}6) \cdot 10^{-4}$ și este cu mult mai mare decît α_{vs}.

Coeficienții de contracție în volum se schimbă în timpul transformărilor alotropice din aliaj de exemplu la trecerea austenitei în perlită în cazul oțelului.

În cazul metalelor pure care nu posedă transformări alotropice, lungimea piesei (L) la temperatura T se poate determina destul de bine cu polinomul:

$$L_T = L_0(1 + aT + bT^2 + cT^3), \tag{5.120}$$

în care a, b, c sînt coeficienți.

Scanned with OKEN Scanner

Tabelul 5.3

Valorile coeficienților din formula (5.120)

Metalul	$a \cdot 10^6$	$b \cdot 10^9$	$c \cdot 10^{12}$
Aluminiu	20,2	14,0	5,9
Magneziu	25,0	8,3	1,8
Cupru	16,7	2,6	0,9
Plumb	26,3	14,0	3,1

Valorile coeficienților sînt dați în tabelul 5.3.

Tipurile de contracție liniară. Contracția liniară poate fi: *liberă* (ε_{lf}); *frînată* (ε_{lf}); *totală* (fig. 5.42), considerată din punctul maxim al dilatării inițiale și pînă la valoarea dimensiunii la temperatura ambiantă (ε_{tot}): contracția de turnare (ε_t) considerată de la temperatura de început de cristalizare sau începutul dilatării inițiale ($T_{i\cdot c}$) și pînă la temperatura mediului ambiant (T_0).

Prin *contracție liniară liberă* se înțelege contracția care nu este frînată de factori exteriori (formă, miezuri, armături) și deci corespunde coeficientului de contracție termică în volum a aliajului.

Deci, contracția liniară liberă exprimă natura aliajului din punct de vedere al structurii și al coeficientului de contracție în volum.

Prin *contracție liniară frînată* se înțelege contracția care în afară de natura aliajului este influențată și de factori externi: formă, condițiile de turnare, geometria piesei turnate.

Între contracția liberă și contracția frînată există întotdeauna o deosebire.

În timpul răcirii aliajului turnat în forme, are loc un proces de contracție care nu se desfășoară uniform pe întreg intervalul de temperaturi $T_{i\cdot c} - T_0$, așa cum rezultă din figura 5.42.

Din figura 5.42, în legătură cu curbele de contracție se pot face două observații:

— curbele de contracție prezintă inflexiuni:

— contracția nu este uniformă pe întreg intervalul de temperatură.

La aliajele feroase se constată cea mai complicată formă a curbei de contracție și de aceea se va analiza în mod deosebit.

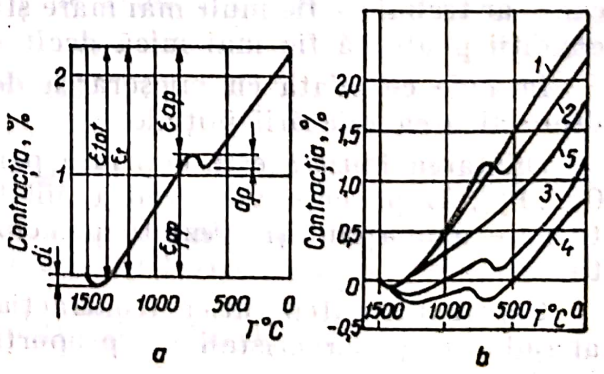


Fig. 5.42. Curbele de contracție ale aliajului fier-carbon *(a)* și pentru alte aliaje *(b)*:

1 — oțel austenitic; *2* — oțel cu carbon mediu; *3* — fontă cenușie; *4* — fontă cu grafit nodular; *5* — aliaje neferoase.

Contracția liniară liberă prezintă următoarele etape (fig. 5.42, *a*):
— etapa dilatării inițiale d_i;
— etapa contracției anteperlitice (sau antemartensitice); $\varepsilon_{ap}(\varepsilon_{am})$;
— etapa dilatării perlitice (sau martensitice); d_p, d_m;
— etapa contracției postperlitice (sau postmartensitice) ε_{pp} (ε_{pm}).

Dilatarea inițială (d_i) reprezintă o creștere a dimensiunilor liniare ale pieselor turnate încă în intervalul de temperatură lichidus-solidus, chiar la începutul apariției contracției liniare.

Cauzele dilatării inițiale pot fi următoarele:
— cristalizarea fazelor cu densitate mică (de exemplu, separarea grafitului la cristalizarea eutectică a aliajelor Fe—C);
— micșorarea solubilității gazelor în timpul cristalizării și degajarea lor sub formă de particule submicroscopice, de exemplu separarea incluziunilor gazoase de CO la turnarea oțelurilor;
— densitatea mai mică a corpurilor solide în apropierea temperaturii de cristalizare;
— formarea unor faze însoțite cu mărire de volum adică cu densitate mai mică (de exemplu, formarea unor carburi de crom este însoțită cu mărire de volum; în oțelul cu 18% Cr și 0,15% C $d_i = 0{,}1\%$ iar cînd conținutul de carbon este de 1%, $d_i = 0{,}6\%$).

Influența gazelor este demonstrată de absența dilatării inițiale la aliajele neferoase, tratate în prealabil în vid.

Densitatea mai mică a corpurilor solide în vecinătatea punctului de topire este explicată astfel: din fizica corpului solid se știe că în structura cristalină, există locuri vacante și că numărul vacanțelor (n_{vac}) crește odată cu temperatura:

$$n_{vac} = N \cdot e^{-\frac{E_a}{kT}}, \qquad (5.121)$$

în care: E_a este energia de activare;
k — constanta lui Boltzman.

Influența temperaturii asupra numărului de vacanțe și deci asupra densității corpului solid se poate aprecia de exemplu dacă se ia în considerare faptul că aluminiul la temperatura obișnuită are o vacanță la 10^{12} atomi, iar la temperatura apropiată de cea de topire, are o vacanță la fiecare 10^3 atomi, adică se constată o diferență de 10^9 ori. Aceste date sînt valabile pentru condițiile de echilibru la cristalizare.

În cazul procesului de cristalizare în sistemul metastabil numărul de vacanțe ar trebui să fie mult mai mare și deci densitatea aliajului solid în aceste condiții poate să fie mai mică decît densitatea aliajului lichid.

Iată de ce odată cu micșorarea densității se mărește volumul corpului, deci valoarea dilatării inițiale.

Dilatarea inițială este cuprinsă pentru diferite aliaje de turnătorie între 0...1%. După cum vom vedea, dilatarea inițială micșorează contracția la turnare a aliajului și prezintă principala cauză de scădere a contracției la turnare.

Contracția anteperlitică (contracția antemartensitică) depinde de natura aliajului (rețeaua cristalină), proporția de carburi din structură. Ea este

$\varepsilon_{ap} = 0{,}2 \ldots 3\%$, fiind mai mică la fonte ($\varepsilon_{ap} < 1\%$) ca urmare a procesului de grafitizare indirectă, la oţeluri nealiate $\varepsilon_{ap} \simeq 1\%$ iar pentru oţelurile austenitice $\varepsilon_{ap} \simeq 3\%$.

Dilatarea perlitică (d_p) este cauzată de transformarea austenitei în perlită care se produce cu mărire de volum.

Trecerea Fe_γ cu reţea *c.f.c.* în Fe_α cu reţea *c.v.c.* este însoţită de creşterea volumului şi depinde de gradul de desfăşurare a descompunerii austenitei. Ea va fi maximă atunci cînd carbonul sau cementita se separă din soluţie însă rămîne în interiorul reţelei cristaline a fierului determinînd formarea acesteia (cazul transformării martensitice).

Mărirea volumului va fi mai mică în cazul cînd, cementita şi fierul, formează faza de-sine-stătătoare (tab. 5.4).

Tabelul 5.4

Densitatea şi volumul specific al diferiţilor componenţi structurali ai aliajelor Fe—C

Parametrul	Componentul structural					
	Ferita (fierul)	Cementita	Austenita	Martensita	Perlita	Grafit
Densitatea, în g/cm³	7,864	7,670	7,843	7,633	7,778	2,25
Volumul specific, cm³/g	0,1271	0,1304	0,1275	0,1310	0,1286	0,445

Dilatarea perlitică (d_p) este cu atît mai mare cu cît cantitatea de grafit care se separă în cazul fontelor este mai mare. Astfel dilatarea perlitică $d_p = 0 \ldots 2\%$, iar dilatarea martensitică este $d_m = 0{,}2 \ldots 0{,}4\%$.

Contracţia postperlitică (ε_{pp}) se desfăşoară la temperaturi scăzute, cînd nu intervin schimbări importante în ceea ce priveşte reţeaua cristalină, ea variază în limite înguste $\varepsilon_{pp} = 0{,}7 \ldots 1{,}1\%$. Se consideră că pentru toate aliajele utilizate în turnătorie, valoarea contracţiei postperlitice poate fi considerată $\varepsilon_{pp} \simeq 1$.

Deci, contracţia liniară liberă (ε_{ll}) este:

$$\varepsilon_{ll} = -d_t + \varepsilon_{ap} - d_p + \varepsilon_{pp} \quad \text{(în cazul transformării perlitice)} \qquad (5.122)$$

sau:

$$\varepsilon_{ll} = -d_t + \varepsilon_{am} - d_m + \varepsilon_{pm} \quad \text{(în cazul transformării martensitice)} \qquad (5.123)$$

Celelalte tipuri de contracţii vor fi;

— contracţia liniară frînată (ε_{lf});

$$\varepsilon_{lf} = -d'_t + \varepsilon'_{ap} - d'_p + \varepsilon'_{pp}) \qquad (5.124)$$

(semnul prim indică valorile în condiţii de frînare a contracţiei);

— contracţia totală (ε_{tot});

$$\varepsilon_{tot} = \varepsilon_{ap} + \varepsilon_{pp} \qquad (5.125)$$

— contracţia de turnare (ε_t);

$$\varepsilon_t = \varepsilon_{tot} - d_t. \qquad (5.126)$$

În cazuri practice se ia în considerare numai contracţia de turnare (ε_t).

Între contracţia liniară liberă şi contracţia de turnare există o deosebire destul de mare.

În tabelul 5.5 se prezintă valorile contracţiei aliajelor feroase.

Scanned with OKEN Scanner

Tabelul 5.5

Contracția aliajelor feroase (%) pentru diferite etape

Aliajul	d_t	$\varepsilon_{ap}(\varepsilon_{am})$	$\varepsilon_{pp}(\varepsilon_{pm})$	$\gamma \to \alpha$ $\gamma \to m$	$\varepsilon_{.ot}$	ε_t
Fontă albă	0,1	0,6...1,0	0,9...1,05	—	1,5...2,1	1,5 ...2,0
cenușie	0,1 0,25	0,2...0,35	0,9...1,05	0,10	1,1...1,4	0,9 ...1,3
cu grafit nodular	0,4...0,6	0,2...0,35	0,9...1,05	0,10	1,1...1,4	0,5 ...1,0
Oțel — cu conținut mediu de carbon (perlitic)	0,01	1,1...1,5	0,7...0,9	0,08..0,15	1,8...2,4	1,8...2,4
— martensitic	0,02... 0,05.	2,18...2,40	0,03	0,2...0,4	—	1,85...2,00
— feritic	0,15... 0.25	1,95...2,50	—	—	—	1,90...2,25
— austenitic	0,01	2,50...3,90	—	—	—	2,50...3,00

Rezultă că, dilatările care au loc și mai ales dilatarea inițială și într-o oarecare măsură și dilatarea perlitică (martensitică) micșorează valoarea contracției libere totale în timp ce contracția anteperlitică și postperlitică sînt părți componente din contracția liberă totală.

Din acest motiv, deși majoritatea metalelor care stau la baza aliajelor de turnătorie au rețeaua cristalină cubică, cu coeficientul de contracție în volum în stare solidă apropiat (tab. 5.1), se constată totuși valori foarte diferite ale contracției liniare libere tocmai datorită prezenței dilatării inițiale și a dilatării perlitice.

Contracția liniară frînată se explică prin aceea că după răcirea aliajului lichid și mai ales după ce se solidifică crusta exterioară a peretelui piesei (crustă care conferă piesei o formă geometrică) contracția liniară a piesei este întotdeauna frînată de factori externi.

La contracția liniară aliajul trebuie să învingă anumite forțe care o frînează și după cum se va vedea această frînare provoacă apariția tensiunilor interne.

Factorii care influențează contracția liniară. Contracția liniară, ca și celelalte procese care au loc la solidificarea și răcirea aliajelor, este influențată de următorii factori :

— natura aliajului ;
— natura formei ;
— geometria piesei turnate ;
— tehnologia (modul) de turnare.

Scanned with OKEN Scanner

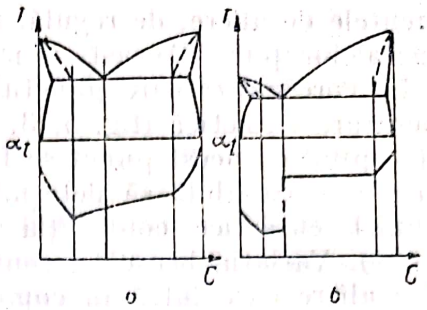


Fig. 5.43. Corelația dintre coeficientul de contracție la turnare (α_l) cu diagrama de echilibru a aliajelor :

a — în cazul unei diferențe mici a coeficienților de contracție a elementelor ; *b* — în cazul unei diferențe mari a coeficienților de contracție a elementelor.

Coeficientul de contracție liniară de turnare în stare solidă α_l variază în primul rînd în funcție de intervalul de solidificare (fig. 5.43).

Gradul de frînare al contracției crește odată cu mărirea suprafeței de contact dintre piesă și formă, odată cu creșterea suprafeței totale a piesei și cu creșterea lungimii.

Din acest motiv, contracția frînată va fi foarte diferită la una și aceeași piesă în funcție de direcția luată în considerare, în funcție de lungime, grosime și de alți factori geometrici.

Astfel, de exemplu contracția frînată pe lungimea unei piese tip bucșă (fără flanșe) va fi cu 20...40% mai mare decît contracția pe diametru. Aceasta se explică prin rezistența opusă de miez, la desfășurarea procesului de contracție liberă.

Așadar, contracția frînată care în afară de natura aliajului (capacitatea lui de deformare, coeficientul de contracție) este influențată și de factori externi ca : natura formei, geometria piesei turnate. Este greu să se facă o corelație directă între contracția liniară și cea frînată.

În tabelul 5.6 sînt prevăzute valorile contracției frînate a pieselor turnate din diferite aliaje.

Tabelul 5.6

Contracția frînată (%) a aliajelor în funcție de complexitate

Aliajul	Complexitatea pieselor		
	simplă	mijlocie	complexă
Fontă cenușie	0,9 ...1,0	0,8...0,9	0,7...0,8
Oțel	1,75...2,0	1,4...1,6	1,2...1,3
Siluminiu	—	1,2...1,4	—
Bronzuri cu Sn și alame	—	1,0...1,5	—
Bronzuri Al	—	1,2...1,8	—
Aliaje de magneziu	—	0,8...1,6	—
Aliaje de zinc	—	1,0...1,5	—

Din analiza datelor prezentate în tabelul 5.6 rezultă că contracția frînată în cazul pieselor cu complexitate medie variază între 0,8...1,8%, indiferent de natura aliajului și la majoritatea aliajelor frecvența este de 1,0...1,5%. Aceste cifre confirmă încă odată influența deosebit de mare pe care o prezintă frînarea contracției în ceea ce privește valoarea contracției de turnare.

Așadar, contracția frînată este denumită și contracție de turnare și este luată în considerare la proiectarea garniturii de model.

Elementele de aliere, de regulă, micşorează contracţia liniară în stare solidă a metalelor pure. Această micşorare creşte pînă la concentraţia C a elementului corespunzătoare punctului de intersecţie a limitei de scurgere cu temperatura eutectică (fig. 5.43, *a*). Acest lucru se explică prin aceea că tocmai începînd cu acest punct se formează o crustă compactă la suprafaţa peretelui piesei, capabilă să determine contracţia liniară.

La aliajele eutectice, contracţia variază fie liniar (fig. 5.43, *a*) fie în salt (fig. 5.43, *b*). Variaţia bruscă a contracţiei liniare are loc în cazul cînd elementul de aliere care intră în componenţa eutecticului, influenţează într-o măsură mai mare coeficientul de contracţie liniară în stare solidă.

Această situaţie apare în cazul aliajelor care conţin elemente cu coeficienţi de contracţie foarte diferiţi.

În figura 5.44 se arată influenţa carbonului asupra coeficienţilor de contracţie în sistemul Fe—C. Rezultă că la punctul de transformare de pe diagramă îi corespunde o valoare minimă a coeficientului de contracţie la solidificare şi o valoare aproape maximă a coeficientului în stare solidă.

Deci, rezultă că reţeaua cristalină, influenţează direct cei doi coeficienţi de contracţie.

Natura formei influenţează contracţia de turnare prin coeficientul de frecare pe care-l realizează la suprafaţa de contact metal-formă, prin tendinţa de formare a aderenţelor mecanice şi a aderenţelor chimice.

Cu cît suprafaţa de contact este mai mare, cu cît compresibilitatea amestecului de formare este mai mică şi tendinţa de reacţie chimică şi aderenţă mecanică mai mare, cu atît frînarea la contracţie va fi mai pronunţată. Din acest motiv, în anumite cazuri practice pentru micşorarea frînării contracţiei, se utilizează anumite tehnologii de formare de natură să determine obţinerea unor compresibilităţi scăzute ale amestecurilor de formare în anumite zone ale formei.

Influenţa geometriei piesei turnate se exprimă prin prezenţa flanşelor şi a altor părţi proeminente între care sînt cuprinse straturi mari de amestec de formare, şi în felul acesta favorizează frînarea contracţiei.

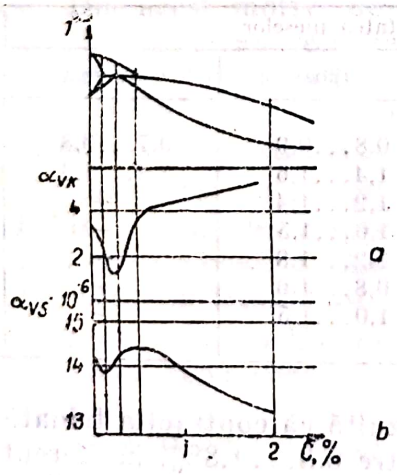


Fig. 5.44. Variaţia coeficienţilor de contracţie (α_{vk} şi α_{vs}) la aliajele Fe-C :
a — contracţie în intervalul de temperatură lichidus-solidus ; *b* — contracţie în intervalul de temperatură 0 ... 500°C.

Tehnologia turnării influenţează mai ales prin alegerea locului de alimentare a peretelui piesei turnate (poziţia alimentatorului şi a maselotelor) elemente care pot de asemenea să se opună şi să frîneze contracţia liberă.

5.11. PROCESELE APARIŢIEI TENSIUNILOR ÎN PEREŢII PIESELOR TURNATE

La răcirea pieselor turnate, ca urmare a procesului de contracţie liniară, pot să apară deformaţii în pereţii pieselor (deformaţii plastice). Dacă tendinţa de deformare este frînată atunci apar tensiuni. Dacă tensiunile ating valoarea limitei de rupere a aliajului atunci apar crăpături.

În funcţie de durata de existenţă, tensiunile din pereţii pieselor turnate pot fi de două tipuri : tensiuni temporare şi tensiuni remanente.

Tensiunile temporare sînt de așa natură încît determină în aliaj numai deformații elastice, care după răcirea piesei și uniformizarea temperaturilor se anulează complet.

Tensiunile remanente sînt de așa natură încît într-un anumit interval de temperatură determină deformații plastice în peretele piesei turnate și deci după răcirea și uniformizarea temperaturilor ele nu pot fi îndepărtate.

Tensiunile remanente au de regulă semnul opus în comparație cu tensiunile temporare, care au apărut la temperaturi ridicate.

Tensiunile remanente în piesele turnate pot să se suprapună ca valoare cu tensiunile care apar în timpul prelucrării mecanice și funcționării pieselor turnate în exploatare. Prin însumarea acestor tensiuni se obțin valori ridicate ale tensiunilor care pot să provoace ruperea pieselor. Acest lucru are loc atunci cînd tensiunile nominale sînt cu mult mai mari decît rezistența la rupere a aliajului.

În afară de aceasta tensiunile remanente pot să determine deformarea pieselor turnate în timpul funcționării acestora în exploatare (de exemplu în cazul batiurilor pentru mașini unelte).

În funcție de cauza apariției tensiunilor în pereții pieselor turnate ele pot fi clasificare în : tensiuni mecanice ; tensiuni termice și tensiuni fazice.

a. *Tensiunile mecanice* sînt cauzate de frînarea mecanică a contracției libere a aliajelor la temperaturi ridicate.

Frînarea poate fi provocată de : forme și miezuri sau de elementele rețelei de turnare.

Ca exemplu poate fi dată contracția liniară a unei bucșe. Diametrele interior și exterior ale bucșei ar trebui să se micșoreze datorită contracției, însă micșorarea diametrului interior al bucșei este frînată de miez și ca urmare, el nu numai că rămîne constant dar în timp poate să și crească datorită dilatării miezului.

În mod analog se întîmplă, atunci cînd piesa prezintă la capete flanșe, între care există amestec de formare care frînează contracția liniară liberă (fig. 5.45).

În cazul piesei din figura 5.45, *b* va exista o contracție liniară frînată care va avea valori mai mici decît în cazul piesei cu contracție liniară liberă (fig. 5.46).

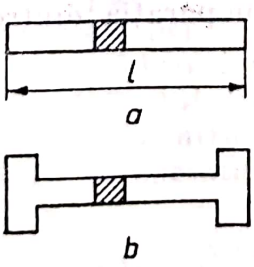


Fig. 5.45. Schema probelor cu contracții liniare libere *(a)* și contracției liniare frînate *(b)*.

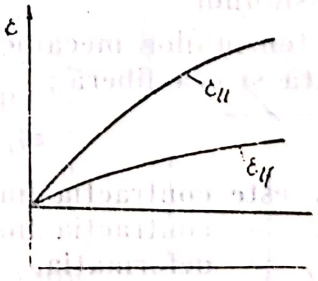


Fig. 5.46. Variația contracției liniare libere (ε_{li}) și a contracției liniare frînate (ε_{lf}) în timp.

Ca urmare a procesului de frînare a contracției de către formă în pereții piesei apar tensiuni de întindere, denumite tensiuni mecanice.

În cazul aliajelor feroase, tensiunile mecanice în intervalul de temperatură solidus pînă la 700°C sînt cauzate de deformațiile elastice care apar în pereții pieselor.

Sub temperatura de 700°C pe măsură ce aliajul intră în domeniul elastic, tensiunile provocate de frînarea contracției liniare libere cresc și ajung la o valoare maximă la temperaturi de circa 200°C, adică înainte de dezbaterea formelor.

Tensiunile mecanice pot să aibă valori foarte ridicate în cazul turnării aliajelor în forme metalice, care frînează mult contracția liniară liberă.

Dacă se ia în considerare că tensiunile sînt proporționale cu valoarea coeficientului în stare solidă (α_t) cu modulul de elasticitate (E) și cu diferența de temperatură ($T_E - T_0$) atunci se poate determina valoarea lor, cu relația :

$$\sigma = \alpha_t E(T_E - T_0), \tag{5.127}$$

în care : T_E este temperatura de trecere a aliajului din stare plastică în stare elastică ;

T_0 — temperatura pînă la care se răcește piesa.

Valorile α_t și E pot fi luate ca valori medii în intervalul de temperatură $T_E - T_0$.

Dacă se consideră că deformarea plastică și compresibilitatea formei sînt apreciate prin valoarea relativă a raportului $\frac{\Delta L}{L}$ (unde L este lungimea piesei cu flanșe) atunci se obține :

$$\sigma = E\left[\alpha_t (T_E - T_0) - \frac{\Delta L}{L}\right]. \tag{5.128}$$

Pentru oțel se consideră : $\alpha_t = 12 \cdot 10^{-6}$; $E = 2 \cdot 10^6$ daN/cm² ; $T_E - T_0 = 700$°C, atunci : pentru $\Delta L = 0$ se obțin tensiuni relativ mari, $\sigma = 168$ daN/mm², iar în cazul deformațiilor de 0,5% sau 0,05, tensiunile vor avea valoarea de $\sigma = 68$ daN/mm².

Rezultă din acest exemplu, importanța apariției deformațiilor elastice și cu atît mai mult plastice, în timpul frînării contracției în ceea ce privește valoarea tensiunilor.

Criteriul tensiunilor mecanice îl constituie comparația dintre contracția liniară frînată și cea liberă :

$$\varepsilon_{ll} = \varepsilon_{lf} + \varepsilon_{def}, \tag{5.129}$$

în care : ε_{ll} este contracția liniară liberă ;

ε_{lf} — contracția liniară frînată ;

ε_{def} — deformația.

Dacă, de exemplu pentru o valoare de 2% a contracției liniare libere, are loc o deformație corespunzătoare unei contracții de 0,8%, atunci valoarea $\varepsilon_{lf} = 1{,}2$.

Cu cît diferența $\varepsilon_{ll} - \varepsilon_{l,f}$ este mai mare cu atît valorile tensiunilor care apar în pereții pieselor turnate vor fi mai mari.

Scanned with OKEN Scanner

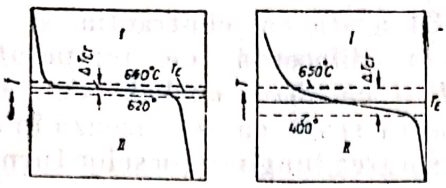


Fig. 5.47. Domeniul de trecere din zona plastică în zona elastică :
a — oțeluri ; *b* — fonte ; *I* — domeniul deformațiilor plastice ; *II* — domeniul deformațiilor elastice.

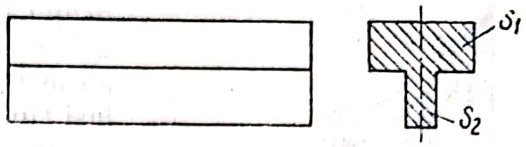


Fig. 5.48. Sistemul celor două bare legate solidar cu secțiuni diferite : S_1 — perete gros ; S_2 — perete subțire.

Aliajele posedă o zonă în care se găsesc în stare plastică și o zonă în care se găsesc în stare elastică.

Zona plastică este cuprinsă în intervalul de temperatură $T_{solidus}$ — pînă la o temperatură de $(0{,}35 \ldots 0{,}50)T_s$.

Trecerea aliajului din zona plastică în zona elastică se face într-un interval de temperatură în care au loc atît deformări plastice cît și deformări elastice (fig. 5.47).

În cazul oțelurilor carbon, acest interval de trecere este cuprins între 620...650°C, iar în cazul fontelor între 400...650°C. La fonte intervalul este mai mare datorită prezenței grafitului în masa metalică de bază.

b. Tensiuni termice. Cercetarea apariției *tensiunilor termice* se poate face luînd în considerare răcirea a doi pereți de secțiuni diferite S_1 și S_2, legați solidari între ei (fig. 5.48).

În figura 5.49 sînt date curbele lor de răcire. Datorită suprafeței specifice mai mari, peretele subțire se răcește mai repede (curba *2*) decît peretele gros (curba *1*).

La început și după răcirea completă, temperatura celor doi pereți este aceeași. În timpul răcirii între ele apare o diferență de temperatură care crește pînă la o anumită valoare și apoi scade la zero.

Dacă se notează T_E (în realitate interval de temperatură) la care aliajul trece din stare plastică în stare elastică, se observă că pereții trec prin acest interval la momente diferite. Bara *2* trece la momentul t_1, iar bara *1* la momentul t_2.

Contracția piesei poate fi apreciată pornind de la următoarele observații : se presupune că temperatura începutului de contracție liniară $(T_{i.c})$ este una și aceeași pentru întreaga secțiune a peretelui piesei și că transformările fazice în piesă lipsesc iar coeficientul de contracție liniară $\alpha_s = const.$ Atunci pentru lungimea pe care o are piesa la o temperatură oarecare $T < T_{i.c}$ se poate scrie :

$$l_t = l_0[1 - \alpha_s(T_{i.c} - T)]. \qquad (5.130)$$

Acestei lungimi îi corespunde contracția liniară :

$$\varepsilon_t = \frac{l_0 - l_t}{l_0} = \alpha_s(T_{i.c} - T) = \alpha_s \cdot \Delta T. \qquad (5.131)$$

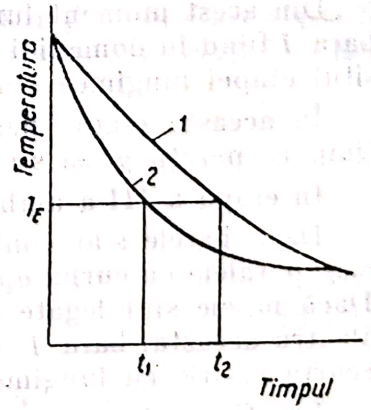


Fig. 5.49. Curbele de răcire a celor două bare legate solidar.

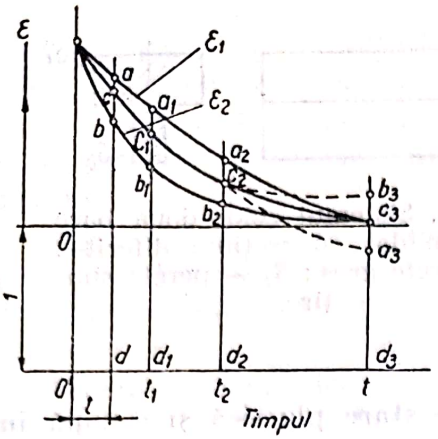


Fig. 5.50. Alungirea specifică (contracție) în timpul răcirii celor două bare legate solidar.

Relația 5.131 arată că, contracția ε_t este proporțională cu diferența de temperatură $\Delta T = T_{t.c} - T$ și că deci, curbele de răcire alese la o anumită scară caracterizează în același timp și micșorarea lungimii pieselor turnate.

De aici rezultă că pe axa ordonatelor (fig. 5.50) se poate scrie nu numai temperatura dar și alungirea specifică (contracția) care este proporțională cu temperatura la o scară proprie.

Curbele *1* și *2* reprezintă în acest caz contracția liniară liberă a celor două bare în cazul cînd ele nu ar fi fost legate solidar.

Se constată că bara subțire se contractă în prima perioadă mai mult decît în a doua perioadă în timp ce bara groasă se contractă mai mult în domeniul temperaturilor scăzute. Întrucît cei doi pereți sînt legați solidar, rezultă că contracția lor reală în timp este egală și în figura 5.50 este reprezentată prin curba cuprinsă între curbele *1* și *2*. Urmărind răcirea lor se pot distinge trei etape :

Etapa I $t < t_1$ — ambele bare se găsesc în stare plastică ;

Etapa a II-a $t_1 < t < t_2$ — bara *1* se găsește în stare plastică iar bara *2* în stare elastică ;

Etapa a III-a $t > t_2$ — ambele bare se găsesc în stare elastică.

În prima etapă la un moment t, dacă barele ar fi independente bara *1* ar avea lungimea ad iar bara *2* lungimea bd.

Barele fiind legate solidar au lungimea comună egală cu cd deci bara *1* se va scurta plastic cu ac iar bara *2* se va lungi cu bc. În piesă nu vor apare tensiuni deoarece ambele bare se deformează plastic. Deci, în prima etapă, barele sînt supuse unui proces de deformare plastică, și anume pereții subțiri sînt întinși în timp ce pereții groși sînt comprimați.

În etapa a II-a, bara *2* se găsește în domeniul elastic avînd la începutul etapei lungimea d_1c_1.

Din acest moment lungimea medie variază paralel cu linia b_1b_2 deoarece bara *1* fiind în domeniul plastic își adaptează lungimea după bara *2*. La sfîrșitul etapei lungimea comună va fi d_2c_2.

În această etapă. pereții subțiri sînt întinși prin deformare elastică în timp ce pereții groși sînt comprimați plastic.

În etapa a III-a ambele bare se găsesc în domeniul elastic.

Dacă barele s-ar contracta independent, bara *1* s-ar scurta după curba c_2a_3, paralelă cu curba a_2c_3, iar bara *2* după curba c_2b_3 paralelă cu curba b_2c_3. Dacă barele sînt legate solidar, ele se scurtează împreună după curba c_2c_3. Pentru aceasta, bara *1* se va lungi elastic cu lungimea a_3c_3 iar bara *2* se va scurta elastic cu lungimea b_3c_3.

La sfîrșit ele vor avea lungimea comună c_3d_3. Deci în bara groasă (S_1) care se răcește mai încet vor apare tensiuni de întindere iar în bara subțire (S_2) care se răcește mai repede tensiuni de compresiune.

Scanned with OKEN Scanner

Tabelul 5.7

Variația tensiunilor termice în cele trei etape

	Etapa I	Etapa a II-a	Etapa a III-a
Bara 2 (subțire) Bara 1 (groasă) tensiunea (σ)	$l < l_1$ $+bc$ $-ac$ 0	$l_1 < l < l_2$ $+b_2c_2$ $-a_2c_2$ 0	$l > l_2$ $-b_3c_3$ $+a_3c_3$ $+\sigma_1$ (întindere) $-\sigma_2$ (compresiune)

În tabelul 5.7 se prezintă variația tensiunii termice în cele trei etape. Valoarea totală a deformațiilor elastice în sistemul barelor *1* și *2* va fi:

$$\varepsilon = c_3a_3 + c_3b_3 = a_2c_2 + b_2c_2 = b_3a_3 = \varepsilon_1 + \varepsilon_2. \tag{5.132}$$

Considerînd că barele rămîn rectilinii, între tensiuni și secțiunile barelor există relația:

$$\frac{\sigma_1}{\sigma_2} = \frac{S_2}{S_1}. \tag{5.133}$$

Admițînd că modulul de elasticitate E este același pentru întindere și pentru compresiune, putem scrie relația:

$$\frac{E \cdot \varepsilon_1}{E \cdot \varepsilon_2} = \frac{S_2}{S_1}, \tag{5.134}$$

sau:

$$\frac{\varepsilon_1}{\varepsilon_1 + \varepsilon_2} = \frac{S_2}{S_1 + S_2}, \tag{5.135}$$

se mai poate scrie că:

$$\varepsilon_1 + \varepsilon_2 = \alpha(T_1 - T_2), \tag{5.136}$$

în care: ε_1 este deformația barei *1*;
ε_2 — deformația barei *2*;
T_1 — temperatura barei *1* în momentul trecerii în stare elastică;
T_2 — temperatura barei *2* în momentul trecerii în stare elastică.

Introducînd în relația (5.136) relația (5.135) obținem deformația elastică relativă de întindere în bara *1*:

$$\varepsilon_1 = \alpha(T_1 - T_2)\frac{S_2}{S_1 + S_2}, \tag{5.137}$$

și respectiv tensiunea de întindere:

$$\sigma_1 = E\alpha(T_1 - T_2)\frac{S_2}{S_1 + S_2}. \tag{5.138}$$

În mod analog se determină tensiunile de compresiune (negative) în bara *2*:

$$\sigma_2 = -E\alpha(T_1 - T_2)\frac{S_1}{S_1 + S_2}. \tag{5.139}$$

Scanned with OKEN Scanner

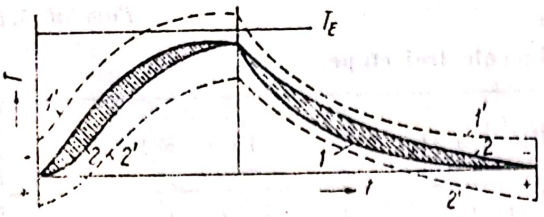


Fig. 5.51. Încălzirea și răcirea unei piese rigide în domeniul deformațiilor elastice.

Formulele (5.138) și (5.139) permit să se tragă următoarele concluzii :

— tensiunile termice sînt proporționale cu modulul de elasticitate E, cu coeficientul de dilatare α și cu diferența de temperatură $T_1 - T_2 = \Delta T_{cr}$;

— valoarea tensiunilor nu depinde de lungimea barelor ;

— în părțile groase (care se răcesc încet) tensiunile remanente vor fi de întindere, iar în cele subțiri de compresiune ;

— tensiunea dintr-o bară este cu atît mai mare cu cît secțiunea celeilalte bare este mai mare ;

— diferența $(T_1 - T_2) = \Delta T_{cr}$ este cu atît mai mare cu cît diferența $(S_1 - S_2)$ este mai mare și cu cît gradul de tensionare este mai mare.

Dacă în piesa turnată există deja tensiuni remanente atunci odată cu variația temperaturii numai în domeniul deformațiilor elastice (fig. 5.51). atunci tensiunile remanente rămîn fără să-și schimbe valoarea, la aceasta doar se adaugă valoarea tensiunilor termice temporare.

Pentru $\Delta T = T_1 - T_2 = 0$ în piesă există numai tensiunile remanente obținute la turnare.

c. *Tensiunile fazice.* Tensiunile fazice sînt determinate de transformările alotropice care au loc la răcirea aliajelor, transformări însoțite de variația volumului specific.

Multe aliaje neferoase și cîteva aliaje feroase (oțelurile feritice și austenitice) nu au transformări fazice.

Totuși sînt numeroase aliaje neferoase și feroase care prezintă aceste transformări.

Transformările de fază sînt caracteristice aliajelor feroase la răcire cînd austenita se transformă în perlită ($Fe_\gamma \rightarrow Fe_\alpha$) sau ($A \rightarrow P$).

La călirea pieselor din oțel și din fontă, cînd se formează martensita care are un volum specific cu mult mai mare decît cel din care provine.

Prezintă interes pentru practică mai ales transformarea $Fe_\gamma \rightarrow Fe_\alpha$ care are loc la răcirea pieselor și în timpul tratamentului termic. Tensiunile care apar la răcirea pieselor în formă se numesc tensiuni de turnare, în timp ce tensiunile care apar la tratamentul termic se numesc tensiuni de tratament termic.

În tabelul 5.4 sînt date densitățile și volumele specifice ale componenților din aliajele Fe—C.

În funcție de viteza de răcire, transformările fazice pot avea loc în momente diferite pe secțiunea peretelui piesei.

Aceste variații de volum în momente diferite determină apariția tensiunilor fazice. Dar, tensiunile fazice sînt cauzate de variații de volum deci nu de contracție.

La răcirea înceată a pieselor din oțel și fontă, descompunerea $A \rightarrow P$ are loc la temperaturi ridicate, apropiate de cele indicate de diagrama Fe—C, ca urmare are loc o creștere a volumului specific de la 0,1275 la 0,1286 cm^3/g. Această creștere de volum poate fi compensată de deformările plastice și deci în piesele turnate, în acest caz, nu apar tensiuni termice.

Scanned with OKEN Scanner

La răcirea cu viteză mare a pieselor în formă, transformarea $A \rightarrow P$ poate să aibă loc la temperaturi mult mai scăzute, adică în zona elastică și în acest caz pot să apară tensiuni interne relativ mari.

La viteze de răcire și mai mari, transformarea $A \rightarrow M$, este însoțită cu o mărire de volum și mai mare (tab. 5.4).

Dacă martensita se formează mai întîi în zonele exterioare ale peretelui piesei și nu se formează și în interiorul peretelui piesei, atunci apar tensiuni de întindere, în interiorul pereților și de compresiune la suprafață.

În cazul pieselor turnate din fontă are loc separarea grafitului care este mai intensă în pereții groși. Proces care este însoțit de o creștere substanțială a volumului specific. Ca urmare, în piesele turnate din fontă, tensiunile de întindere apar în zonele de la suprafața peretelui piesei iar tensiunile de compresiune în zonele din interiorul peretelui pieselor turnate.

Transformările fazice care au loc sub temperatura critică însoțesc întotdeauna tensiunile termice, de aceea la aprecierea valorii totale a tensiunilor remanente trebuie să se țină seama și de temperatura la care au loc transformările fazice.

În figura 5.52 sînt arătate curbele de răcire ale unor piese inelare cu perete gros (*2*) și perete subțire (*1*).

Întrucît se ia în considerare transformarea $A \rightarrow P$, la oțeluri în zona deformațiilor elastice, atunci curba *1* și *2* prezintă palierele corespunzătoare transformării austenitice. Rezultă că lungimea acestor paliere este cu atît mai mare cu cît grosimea peretelui piesei este mai mare (fig. 5.52).

În partea de jos a diagramei se dau curbele de contracție liberă a pereților *1* și *2*. În momentul t_{cr} încep să apară tensiuni remanente. Cînd valoarea tensiunilor remanente este egală cu zero, peretele *1* tinde să se contracte conform curbei *1'* care este deplasată față de curba *1* iar peretele *2* se contractă după curba *2'* paralelă cu curbele de contracție liberă.

Ambii pereți formează un corp solidar și de aceea nu pot să se contracte liber și atunci își influențează reciproc contracția, deci au o contracție frînată.

Dacă piesa turnată nu se deformează, atunci contracția piesei va fi corespunzătoare curbei *S*, arătată punctat în figura 5.52, *d* și *e*.

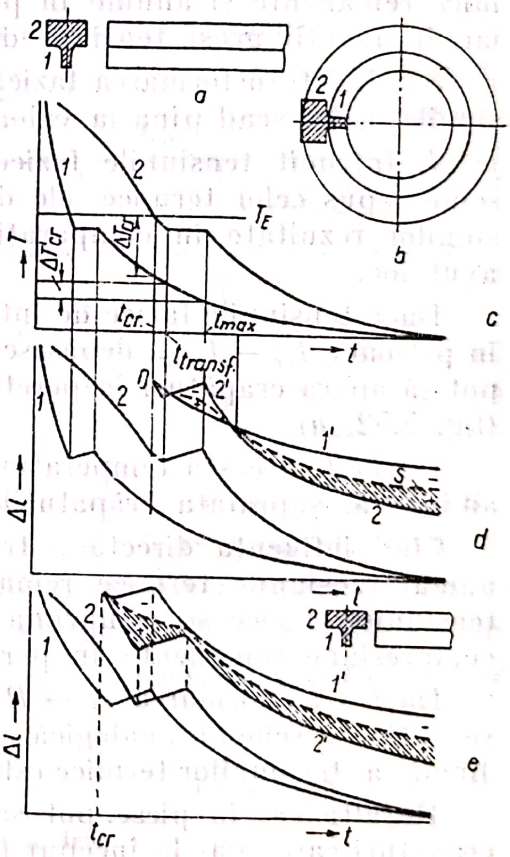


Fig. 5.52. Mecanismul formării tensiunilor termice în combinație cu cele fazice :

a — piesă turnată sub formă de bare drepte ; *b* — piesă turnată sub formă de inel ; *c* — curbele de răcire ale peretelui subțire (*1*) și ale peretelui gros (*2*) ; *d* — contracția liberă a celor doi pereți ; *e* — contracția liberă a piesei cu un gradient mai mare de temperatură între pereți decît în cazurile *a* și *b*.

Dacă transformarea $A \rightarrow P$, în peretele subțire s-a terminat cînd peretele gros trece în domeniul deformațiilor plastice atunci, după t_{cr} în peretele gros începe aceeași transformare $A \rightarrow P$ în momentul $t_{transf.}$.

Peretele gros este supus la întindere, în timp ce peretele subțire nu se contractă, astfel că în peretele gros apar tensiuni de compresiune iar în peretele subțire tensiuni de întindere, care se măresc pînă la valoarea maximă în momentul t_{max}, aceste tensiuni fazice după aceea se micșorează pînă la momentul t_{transf} cînd dispar toate tensiunile, adică $\pm\sigma = 0$.

Începînd de la momentul t_{transf} și pînă la răcirea piesei se dezvoltă numai tensiunile remanente.

Analiza schemei de formare a tensiunilor din figura 5.52 duce la următoarele concluzii:

1. Tensiunile fazice apar în timpul transformării $A \rightarrow P$ și deci în momentul t_{transf}, deci mai tîrziu decît momentul de apariție a tensiunilor termice, t_{cr}; și ca urmare, tensiunile fazice influențează valoarea tensiunilor termice.

2. Cînd transformarea $A \rightarrow P$ începe în peretele gros, în ambii pereți ai piesei apar tensiuni fazice de semn opus în comparație cu tensiunile termice remanente și anume în pereții subțiri apar tensiuni de întindere (+) iar în pereții groși tensiuni de compresiune (—).

3. Cînd transformarea fazică în peretele gros al piesei s-a terminat, tensiunile fazice scad pînă la valoarea zero în momentul t_{transf}.

4. Întrucît tensiunile fazice, determinate de transformarea $A \rightarrow P$ au semn opus celor termice, ele determină o oarecare micșorare a valorii tensiunilor rezultate în comparație cu cazul cînd aceste transformări nu au avut loc.

Dacă tensiunile fazice de întindere, determinate de transformarea $A \rightarrow P$ în perioada $t_{cr} - t_{max}$, depășesc limita de curgere a aliajului, atunci în piesă pot să apară crăpături în peretele subțire în intervalul de temperaturi ΔT_{cr} (fig. 5.52, *a*).

Întrucît, această temperatură este de obicei mai mare decît temperatura ambiantă, suprafața crăpăturilor va căpăta o culoare albastră.

Cînd influența directă a transformării fazice se termină, atunci rămîn numai tensiunile termice remanente, crăpăturile care apar sub acțiunea tensiunilor fazice se comprimă și din acest motiv cresc și tensiunile de compresiune remanente în peretele subțire.

Dacă transformarea $A \rightarrow P$ are loc în ambii pereți ai piesei și după t_{cr} se obține o schemă analogică a cineticii tensiunilor (fig. 5.52, *e*). Valoarea finală a tensiunilor termice este micșorată sub acțiunea tensiunilor fazice.

Rezultă că, în piese, pot să apară două tipuri de crăpături și anume: crăpături care apar la început la temperaturi mai ridicate în peretele subțire sub acțiunea tensiunilor determinate de transformarea $A \rightarrow P$. Cînd se termină răcirea piesei în peretele gros poate să apară încă o crăpătură ca urmare a influenței tensiunilor termice remanente. Această crăpătură va avea suprafața neoxidată, deoarece s-a format la temperaturi scăzute.

Cu cît este mai mare dilatarea la transformarea perlitică (martensitică) și cu cît este mai mare durata între transformarea din peretele subțire și peretele gros și cu cît este mai mare rigiditatea piesei, cu atît valoarea tensiunilor fazice este mai mare și tendința de apariție a fisurilor este mai mare.

Scanned with OKEN Scanner

Tensiunile fazice pot fi de asemenea determinate de transformarea martensitică (în cazul călirii) cînd la temperaturi de circa 200°C are loc o creştere substanţială a volumului specific.

Dacă transformarea martensitică se desfăşoară neuniform pe secţiunea peretelui piesei, ea poate determina fisuri întrucît structura martensitică nu posedă proprietăţi plastice ridicate.

Procesul de grafitizare în fonta cenuşie şi în fonta cu grafit nodular, este însoţită de asemenea de mărire de volum. Deşi creşterea de volum nu este atît de bruscă şi atît de mare ca în cazul transformărilor austenitice sau martensitice, totuşi în cazul pieselor cu construcţie rigidă turnate din fontă cu plasticitate scăzută poate să conducă la apariţia fisurilor. Acest lucru se constată mai ales în cazul turnării cilindrilor de laminor. Aceste crăpături pot să apară şi la temperaturi ridicate, ca urmare a procesului de grafitizare din interiorul cilindrului, care ocupă o poziţie intermediară între crăpăturile la cald şi cele la rece.

La răcirea pieselor turnate pot să apară toate cele trei tipuri de tensiuni : mecanice, termice, fazice. În tabelul 5.8 este arătat semnul acestor tensiuni.

Tabelul 5.8

Semnul tensiunilor interne care apar la răcirea pieselor turnate

Peretele piesei	Tipul tensiunii					
	Mecanice		Fazice			Termice
	pînă la dezbatere	după dezbatere	$A \rightarrow P$	$A \rightarrow M$	$A = \alpha + G$	
Subţire şi straturile exterioare ale peretelui	+	0 sau +	+	−	+	−
Gros şi straturile interioare ale peretelui	+	0 sau −	−	+	−	+

Din tabelul 5.8 rezultă că după dezbaterea formelor are loc dispariţia tensiunilor mecanice. După dezbatere creşte viteza de răcire a pieselor turnate şi ca urmare apar tensiuni temporare termice ca urmare a vitezei de răcire neuniforme în diferite părţi ale piesei. Ca exemplu pot fi date valorile tensiunilor determinate în bucşe turnate din fontă maleabilă pentru diferite temperaturi de dezbatere (tab. 5.9).

Tabelul 5.9

Valorile tensiunilor la dezbatere

Temperaturi de dezbatere, în °C	500	300	20
Tensiuni, în daN/mm²			
compresiune	5,0	2,5	1,0
întindere	8,0	4,5	1,0

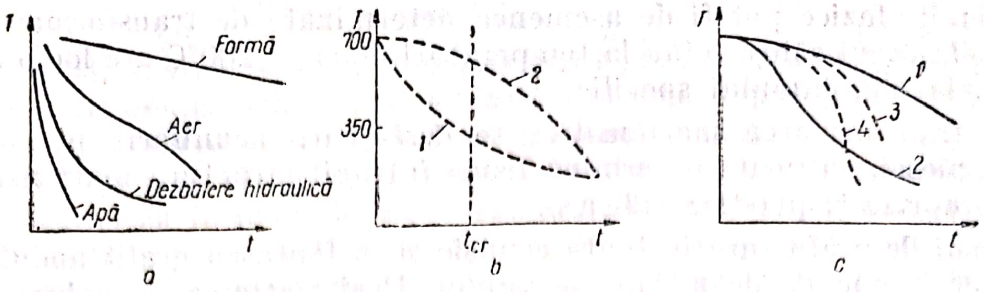


Fig. 5.53. Influența modului de răcire asupra temperaturii pieselor: *a* — temperatura piesei la răcirea în formă, aer, dezbatere hidraulică și răcirea în apă ; *b* — cele două regimuri de răcire : *1* — regim obișnuit între 700 . . . 400°C cu viteză mare ; *2* — regimul de reglare ; *c* — influența diferitelor moduri de răcire a pieselor la temperaturi în domeniul plastic : *1* — răcire în aer ; *2* — răcire în apă și aer ; *3* — răcire în două trepte ; *4* — răcire în 6 trepte.

În practica industrială se utilizează după turnare, viteze de răcire diferite a pieselor. Vitezele de răcire pot fi reglate prin introducerea aerului comprimat în diferitele părți ale piesei, accelerarea vitezei se constată la dezbaterea hidraulică și la răcirea lor cu apă.

În figura 5.53 sînt arătate curbele de răcire înregistrate de la temperatura de 700°C pentru diferite forme de răcire.

Reglarea poate fi făcută în așa fel încît pînă în momentul t_{cr}, răcirea să se facă cu viteză mică în vederea micșorării diferenței de temperatură dintre peretele subțire și cel gros (fig. 5.53, *b* ; curba *2*, sau din fig. 5.53, *c* curbele *3* și *4*). În acest caz durata de răcire :

$$t = \frac{G}{F} = \frac{C \cdot \Delta T_p}{\alpha \cdot \Delta T_{med}} .$$

Așadar, prin reglarea procesului de răcire a pieselor turnate, începînd cu temperaturi de 700...750°C, pot fi obținute două efecte :

1. Diminuarea intervalului de temperatură ΔT_{cr} la trecerea peretelui gros în domeniul plastic ;

2. Reglarea tensiunilor termice temporare, care apar după momentul t_{cr}.

Prin intensificarea procesului de răcire prin convecție valoarea lui α poate fi variată între 23...4 650 W/m²·K și astfel valoarea tensiunilor termice poate fi puternic influențată.

Valoarea tensiunilor de turnare remanente poate fi micșorată prin tratament termic de detensionare.

Tratamentul termic constă în încălzirea pieselor pînă în domeniul deformațiilor plastice și egalizarea temperaturii în cei doi pereți, apoi răcirea cu viteză mică încît la trecerea prin intervalul de temperatură critic să nu se obțină practic nici o influență de temperatură între diferitele părți ale piesei. Cu alte cuvinte tratamentul termic de detensionare urmărește eliminarea gradientului de temperatură ΔT_{cr} care a determinat tensiuni termice remanente la răcirea piesei în formă.

Cu cît este mai mare ΔT_{cr}, cu atît se formează tensiuni termice mai mari. După răcirea cu viteză mică în intervalul ΔT_{cr}, la tratamentul de detensionare, piesele pot fi răcite cu orice viteză, pentru că în acest caz nu se formează decît tensiuni termice temporare care dispar la temperatura ambiantă.

Scanned with OKEN Scanner

Viteza de răcire după momentul t_{cr}, trebuie să fie astfel aleasă încît valoarea tensiunilor termice temporare să nu depășească rezistența la rupere a aliajului.

Cunoscîndu-se intervalul critic se poate determina și temperatura de menținere a pieselor în domeniul plastic al pieselor.

Pentru piese turnate din oțel și fontă această temperatură este considerată între 620...650°C.

Cu creșterea temperaturii de menținere la tratamentul de detensionare se micșorează valoarea tensiunilor remanente. Ca exemplu se dă, influența temperaturii de încălzire la detensionarea pieselor turnate din oțel cu conținut mediu de carbon la o durată de menținere de 6 ore.

Temperatura de încălzire, în °C	200	400	500	550	600
Proporția tensiunilor eliminate, în %	2...3	20	50	70	95

Pentru eliminarea totală a tensiunilor remanente a pieselor turnate din oțel cu carbon mediu au fost necesare următoarele durate de menținere:

Temperatura de încălzire, în °C	550	650	750
Durata de menținere, în h	150	15	0,8

Rezultă că, tensiunile sînt eliminate cu viteză mare la începutul procesului de menținere, iar după aceea procesul este mai lent. În practică nu este necesar să se urmărească detensionarea completă, sînt suficiente detensionări de 50...80%.

Pentru aceasta se folosesc durate de menținere la 650°C timp de 2...3 h pentru piesele turnate din oțel, iar pentru piesele turnate din fontă se încălzesc pînă la 500...600°C și se mențin 3...10 h în funcție de grosimea pereților piesei turnate.

Viteza de răcire a pieselor cu cuptorul este de 6...12 grd/h.

Prezența separărilor de grafit în fontă provoacă deformări plastice în microvolumele din zona vîrfurilor separărilor de grafit și deci o relaxare a tensiunilor.

Din acest motiv, la piesele turnate din fontă, valoarea tensiunilor termice remanente este mai mică decît a celor din piesele turnate din oțel.

Tensiunile interne temporare și remanente sînt cauzate de frînarea contracției libere a aliajelor turnate în piese.

Forțele care determină frînarea contracției și deci apariția tensiunilor pot fi grupate în:

forțe pasive, de exemplu: formele, miezurile cu compresibilitate scăzută, sau anumite părți din piesă, rețele de turnare, maselote, bavuri.

Mărirea forțelor pasive capabile să producă tensiuni poate să fie mult micșorată datorită apariției deformației plastice în pereții pieselor;

Scanned with OKEN Scanner

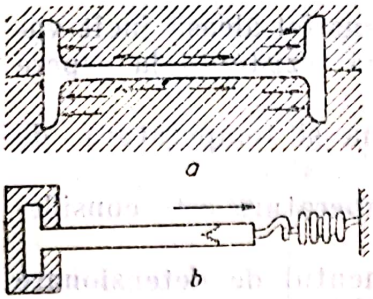


Fig. 5.54. Frînarea contracției de către forțe pasive *(a)* și forțe active *(b)*.

forțele active care nu sînt influențate și nu depind de deformarea plastică a materialului piesei. Din această grupă fac parte :

— influența masei peretelui în cazul suspensiei de către crustă ;

— presiunea metalostatică a aliajului în interiorul pereților pieselor ;

— forța centrifugă, la turnarea centrifugă ;

— aplicarea unei forțe exterioare.

În figura 5.54 se arată schematic modul de frînare a contracției libere de către forțele pasive *(a)* și forțele active *(b)*.

Reglarea temperaturii după solidificare, adică în domeniul stării plastice și elastice poate fi făcută prin :

— eliberarea pereților groși ai piesei de amestecul de formare imediat după solidificare ;

— variația temperaturii de dezbatere (T_d).

De menționat că tensiunile de turnare sînt acele tensiuni care apar după turnare și solidificare. În piesa turnată, după răcirea completă, rămîn tensiuni remanente. Aceste tensiuni pot fi micșorate, dacă piesele sînt supuse tratamentului termic. În timpul tratamentului termic pot să apară tensiuni de tratament termic.

Tensiunile remanente în pereții pieselor turnate pot fi grupate în :

— tensiuni de ordinul *III* sau submicroscopice, care apar în volumul rețelei cristaline ;

— tensiuni de ordinul *II* sau microscopice care apar în limitele volumului unui cristal ;

— tensiuni de ordinul *I* care apar în microvolume ale piesei turnate, adică pe secțiunea pereților.

Tensiunile de ordinul *I, II, III* sînt legate reciproc. În cazul pieselor turnate cea mai mare importanță o prezintă valoarea macrotensiunilor.

Pentru micșorarea valorii tensiunilor remanente se poate acționa mai ales asupra vitezei de răcire, adică asupra lui ΔT_{cr} ; întrucît valorile lui α și E sînt caracteristicile aliajului. Valorile lui ΔT depind de proprietățile aliajului (cu cît crește λ și c_p cu atît valoarea lui ΔT va fi mai mare); de construcția piesei turnate și de proprietățile formei.

Asupra ultimilor doi factori se poate acționa pentru a micșora valoarea lui ΔT_{cr}.

5.12. PROCESUL DE DEFORMARE A PIESELOR TURNATE CU TENSIUNI TERMICE

S-a menționat că tensiunile remanente în funcție de mărimea lor pot să ducă sau să nu ducă la apariția de fisuri și crăpături în pereții pieselor turnate. Ele duc însă în majoritatea cazurilor la deformarea piesei turnate. Această deformare este proporțională cu valoarea tensiunilor termice remanente.

Scanned with OKEN Scanner

Prin *deformare de contracție* se înțelege variația dimensiunilor piesei turnate după răcirea completă în comparație cu dimensiunile pe care le-a avut după umplerea cavității formei cu aliaj.

Deformarea de contracție se manifestă: prin micșorarea dimensiunilor cauzate de contracția liniară și prin încovoierea unor pereți sau elemente din piese.

Deformarea (încovoierea) pereților piesei se produce din cauza tendinței aliajului de a ceda tensiunilor ca urmare a legii naturale generale și anume „energia unui sistem tinde către o valoare minimă".

În virtutea acestei legi aliajele tensionate tind să se destindă, să se relaxeze prin pierderea energiei conținută în ele sub formă de tensiuni:

$$E = \frac{1}{2}\int \sigma^2 dV. \qquad (5.140)$$

Tensiunile se reduc sau chiar dispar prin deformarea piesei, astfel că părțile piesei supuse la întindere se scurtează iar părțile supuse la compresiune se lungesc. Conform acestei reguli se poate prevedea deformarea ce o vor suferi diferiții pereți groși sau subțiri din exemplul precedent.

Încovoierea pereților piesei turnate, apare ca rezultat al răcirii neuniforme și al contracției neuniforme a diferitelor elemente ale piesei și transformarea lor în deformații plastice. Neuniformitatea răcirii este determinată de dimensiunile diferite ale pereților piesei sau de condițiile deosebite de cedare a căldurii de la elementele piesei turnate care formează un sistem rigid solidar. Ca exemplu se dă în figura 5.55 modul de încovoiere a unei piese tip bară cu secțiune neuniformă și pentru o placă cu secțiunea dreptunghiulară.

Ca rezultat al răcirii accelerate al peretelui subțire și a părților frontale ale peretelui piesei, ambele tipuri de piese se deformează.

Dacă încovoierea determinată de răcirea neuniformă nu iese din limitele deformațiilor elastice, atunci piesa după răcire va căpăta forma inițială. Însă de cele mai multe ori deformațiile capătă un caracter plastic și ca urmare forma inițială a piesei nu se mai obține după răcirea totală, piesa capătă o deformație inversă decît cea arătată în figura 5.55. În acest caz sînt necesare operații suplimentare de îndreptare a piesei cu ajutorul deformării mecanice.

Se presupune că piesa are forma de bară și temperatura inițială T_0. La răcirea piesei, suprafața exterioară atinge temperatura T_1 iar cea interioară T_2 (fig. 5.56, *a*). Dacă temperatura este repartizată liniar pe secțiunea barei și are gradientul φ, atunci valoarea temperaturii la distanța X de suprafața interioară va fi:

$$T = \varphi X + T_1. \qquad (5.141)$$

Dacă se ia în considerare un element dreptunghiular din secțiunea barei cu grosimea inițială d_0, atunci după răcire lungimea fiecărui element va fi:

$$d = d_0[1 + \alpha_s(T_0 - T)], \qquad (5.142)$$

sau:

$$d = d_0\{[1 + \alpha_s(T_0 - T)] - \alpha_s \varphi X\}.$$

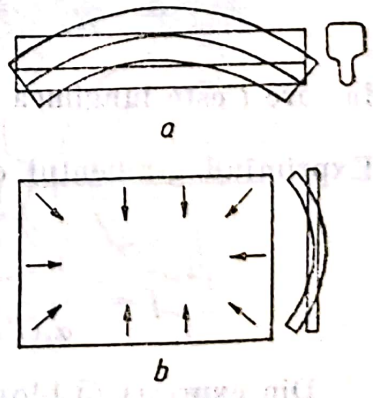


Fig. 5.55. Schema de încovoiere a pieselor în procesul de răcire.

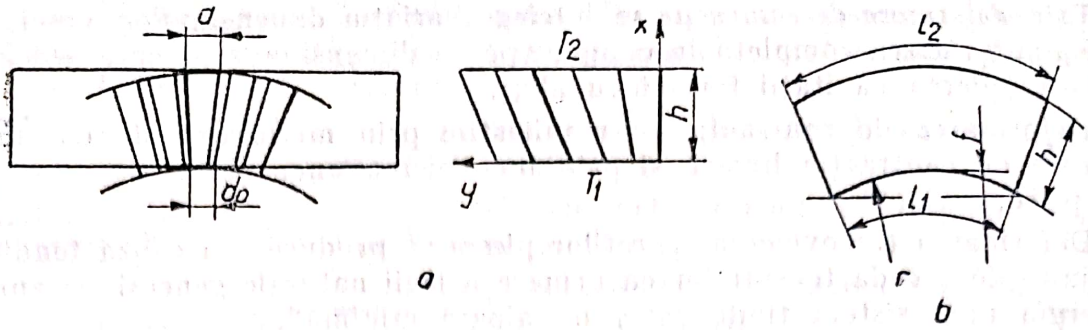


Fig. 5.56. Schema utilizată la calculul încovoierii barei.

Conform egalității 5.142, lățimea fiecărei fibre la răcire va crește proporțional cu distanța de la suprafața inferioară și cu coeficientul de contracție α_s. Diferitele elemente formează prin însumare un corp cu suprafața curbă. Presupunînd că lungimea părții interioare concavă este l_1 și lungimea părții exterioare convexe este l_2 (fig. 5.56), atunci se poate scrie:

$$l_2 = l_1[1 + \alpha_s(T_0 - T)], \tag{5.143}$$

sau, considerînd că $T = T_0$ și $X = h$ (unde h este lățimea barei):

$$l_2 = l_1(1 - \alpha_s \varphi h). \tag{5.144}$$

Din condițiile de asemănare se poate scrie:

$$\frac{l_2}{l_1} = \frac{l_1(1 - \alpha_s \varphi h)}{l_1} = \frac{r + h}{r}, \tag{5.145}$$

în care r este raza curburei suprafeței interioare a barei.
Rezultă că:

$$r = \frac{1}{\alpha_s \varphi}. \tag{5.146}$$

Săgeata de încovoiere (f) se determină cu relația:

$$f = r - \sqrt{r^2 - \left(\frac{l}{2}\right)^2}, \tag{5.147}$$

în care l este lungimea medie a barei.

Exprimînd gradientul de temperatură $\varphi = \frac{T_2 - T_1}{h}$, se obține:

$$f = \frac{h}{\alpha_s(T_2 - T_1)} - \sqrt{\left[\frac{h}{\alpha_s(T_2 - T_1)}\right]^2 - \left(\frac{l}{2}\right)^2}. \tag{5.148}$$

Din expresia (5.148) rezultă că, în cazul dimensiunilor date l și h determinate de coeficientul de contracție în stare solidă α_s, săgeata de încovoiere este determinată numai de gradientul de temperatură pe înălțimea barei.

Scanned with OKEN Scanner

În vederea micşorării tendinţei de încovoiere sau de deformare a pereţilor piesei se iau următoarele măsuri :

— proiectarea unor piese cu pereţi cu grosime uniformă care asigură o viteză egală de răcire ;

— folosirea nervurilor de rigidizare care frînează încovoierea ;

— accelerarea răcirii pereţilor groşi cu ajutorul răcitorilor sau cu alte metode.

a. *Clasificarea construcţiei pieselor turnate din punct de vedere al formării tensiunilor.* Construcţiile pieselor turnate pot fi funcţie de : gradul de neizotermie sau de rigiditatea îmbinării diferitelor elemente din piesa turnată.

Gradul de neizotermie al construcţiei, se exprimă prin raportul dintre diametrele sferelor înscrise în diferite zone ale piesei turnate.

Cu cît acest raport este mai mare decît unitatea cu atît gradul de neizotermie al piesei turnate este mai mare.

În cazul pieselor simple mari, gradul de neizotermie este direct proporţional cu grosimea lor.

Gradul de rigiditate al îmbinării elementelor din piesa turnată se explică prin apariţia tensiunilor axiale de întindere sau compresiune sau prin apariţia tensiunilor neaxiale, de încovoiere. Cu alte cuvinte gradul de rigiditate se exprimă prin valoarea şi natura tensiunilor, dacă apar tensiuni numai axiale sau şi de încovoiere.

În cazul cînd în construcţia piesei turnate apar numai tensiuni axiale, construcţia piesei este rigidă, iar în cazul al doilea este compresibilă sau nerigidă.

Între construcţiile rigide şi nerigide există numeroase tipuri de construcţii cu diferite grade de compresibilitate (fig. 5.57).

În figura 5.57 se arată, în cazul unor roţi turnate cu spiţe, influenţa construcţiei piesei turnate asupra rigidităţii. Rezultă că cu cît posibilitatea de încovoiere a piesei turnate este mai mare cu atît gradul de rigiditate se micşorează.

În cazul construcţiei piesei din figura 5.57, *e* încovoierea este favorizată de prezenţa spiţelor curbate. Prin linii punctate se arată posibilitatea de deformare a piesei turnate.

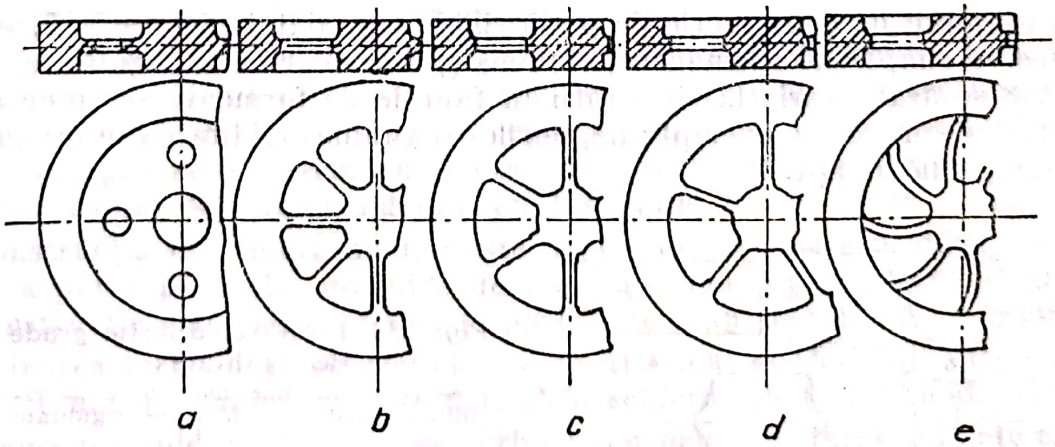


Fig. 5.57. Piese neizotermice cu diferite grade de rigiditate (rigiditatea se micşorează de la *a-e).*

Scanned with OKEN Scanner

Valoarea tensiunilor termice este dată în mod obișnuit de relația :

$$\pm\sigma = \alpha E \Delta T, \tag{5.149}$$

în care : $\pm\sigma$ este tensiunea de întindere sau de compresiune, în daN/mm² ;
α — coeficient de dilatare (contracție), în cm/m·grd.
E — modulul de elasticitate, în daN/mm² ;
ΔT — diferența de temperatură în peretele piesei, în °C.

Relația 5.149 utilizată pentru determinarea tensiunilor termice remanente este valabilă în cazul cînd :

— piesa prezintă numai deformări elastice și deci materialul piesei este total neplastic ;

— diferența de temperatură dintre diferitele elemente ale piesei nu se micșorează ca urmare a influenței conducției termice a aliajului :

— piesa nu se poate deforma.

În ecuația 5.149 trebuie să se introducă cîțiva coeficienți de corecție și atunci relația generală va fi :

$$\pm\sigma = \alpha E C_1 C_2 C_3 \Delta T, \tag{5.150}$$

în care : C_1 este corecția datorită deformării plastice ;
C_2 — corecția care ține seama de repartizarea căldurii între pereți ;
C_3 — corecția care ține seama de nerigiditatea construcției, adică de capacitatea ei de deformare.

În cazul relației 5.150 nu sînt luate în considerare, tensiunile mecanice care se suprapun cu cele termice.

Valorile C_1, C_2, C_3 sînt mai mici decît unitatea. C_1 și C_2 depind de proprietățile aliajului din care este turnată piesa și de lungimea îmbinării pereților cu grosimi diferite, iar coeficientul C_3 depinde de gradul de compresibilitate sau de rigiditatea construcției.

Dacă construcția este rigidă, adică dacă diferitele elemente ale piesei sînt reciproc îmbinate astfel încît la răcirea neizotermică asupra lor se exercită o forță de întindere sau de compresiune atunci valoarea $C_3 \to 1$, în piesa turnată apar cele mai mari tensiuni termice.

Un exemplu de construcție de piesă rigidă este dat în figura 5.57, *a*. Piesele masive simple de asemenea pot avea grade diferite de rigiditate. În figura 5.58 se arată variația rigidității în funcție de forma în secțiune a pieselor masive simple (de exemplu lingourile) și anume rigiditatea se micșorează de la stînga la dreapta.

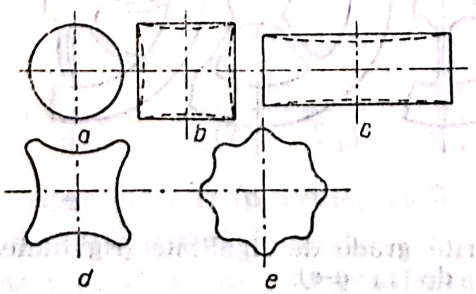


Fig. 5.58. Profile cu diferite grade de rigiditate :
a — rigiditate maximă ; *b*, *c* — rigiditate medie ; *d*, *e* — rigiditate mică.

Rigiditatea cea mai mare o reprezintă piesele cu secțiunea cilindrică, iar cea mai mică o au secțiunile profilate și mai ales cele cu suprafața curbată (fig. 5.58, *d* și *e*).

Dacă construcția piesei turnate, posedă concomitent și o valoare ridicată a coeficientului C_3 și un gradient mare de temperatură, ΔT (adică prezintă un grad mare de neizotermie) atunci în aceste piese apar cele mai mari tensiuni care pot să depășească ca valoare rezistența la rupere a aliajului ; aceste piese prezintă tendința maximă de crăpare.

Construcțiile compresibile cu rigiditate scăzută sînt caracterizate printr-o astfel de îmbinare a diferitelor elemente care permite apariția deformării prin încovoiere. În acest caz valoarea coeficientului $C_3 \to 0$, deci și valoarea tensiunilor remanente tind către zero (fig. 5.57, *e*), iar în piese vor apare tensiuni mici sau chiar vor lipsi. În schimb unele elemente ale piesei se deformează și deci la aceste piese tendința de formare a crăpăturilor va fi mică indiferent de gradul de neizotermie (ΔT).

Valoarea coeficientului C_3 variază între 0...1, de aceea la studiul apariției tensiunilor termice trebuie să se țină seama de rigiditatea construcției.

În figura 5.59 se dă clasificarea construcției pieselor turnate. Piesele de tip placă subțire (fig. 5.59, *a*) prezintă un gradient mic de temperatură pe grosime și deci $\Delta T \simeq 0$; construcțiile au un grad mare de izotermie și nu posedă frînarea contracției mecanice sau termice. Valoarea tensiunilor termice la o astfel de construcție în peretele piesei tinde către zero. Frînarea mecanică a contracției se exprimă numai prin procesul de frecare dintre piesă și peretele formei și poate fi neglijată.

În cazul celorlalte construcții obținute prin îmbinarea pereților subțiri se obțin următoarele :

— cilindru cu cavitate interioară (fig. 5.59, *b*) care posedă un grad mare de izotermie. La această construcție lipsesc tensiunile termice dar, ca urmare a frînării contracției de către miezul interior, apar tensiuni mecanice, și anume tensiuni tangențiale de întindere. O astfel de construcție va fi rigidă.

— construcția din figura 5.59, *d* reprezintă un semicilindru. La această construcție nu apar tensiuni tangențiale de întindere întrucît piesa se poate contracta. O astfel de construcție posedă un grad mare de izotermie și un grad mic de rigiditate. În ea nu apar tensiuni termice iar rezistența mecanică determină doar încovoierea piesei.

În inelul obținut din cilindru apar două tipuri de tensiuni : în secțiunea transversală a nivelului care sînt identice cu cele care apar în secțiunea transversală a cilindrului cav ; și în direcția longitudinală apar tensiuni termice care tind spre zero și tensiuni mecanice care depind de rezistența formei. Aceste tensiuni se adună algebric cu tensiunile din secțiunea transversală.

Construcția din figura 5.59, *c* este o prismă cavă care provine din îmbinarea a patru plăci. La muchiile de îmbinare apar noduri termice. O astfel de construcție este neizotermică și posedă tensiuni mecanice și termice.

Frînarea termică a contracției este cu atît mai mică cu cît este mai mic nodul termic la îmbinarea pereților. Prin schimbarea formei nodului termic pe seama prevederii unor raze de curbură (curbele punctate) se poate elimina frînarea termică a contracției. Construcția posedă o anumită rigiditate și ca urmare a contracției ea poate să se deformeze ușor (liniile punctate).

Scanned with OKEN Scanner

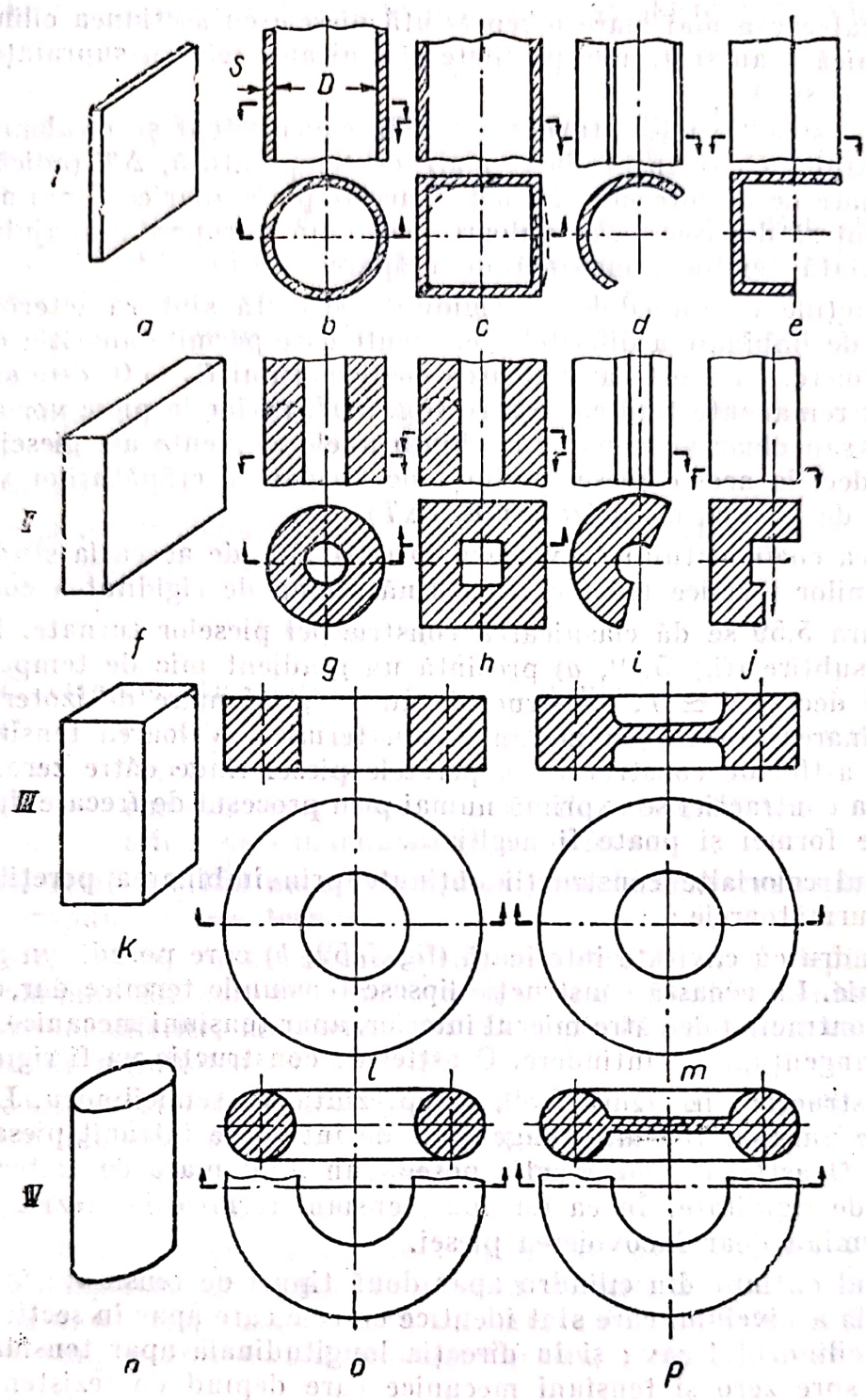


Fig. 5.59. Clasificarea construcţiilor pieselor :
a, b, c, d, e — construcţii de piese turnate cu pereţi tip placă cu grosime mică ; *f, g, h, i, j* — construcţii de piese turnate cu pereţi tip placă cu grosime mare ; *k, l, m* — construcţii de piese turnate cu pereţi tip prismă ; *n, o, p* — construcţii de piese turnate cu pereţi cilindrici plini.

Construcţia din figura 5.59, *e* este o prismă semicavă ; reprezintă o construcţie izotermă în secţiune transversală şi construcţie rigidă care poate să se deformeze uşor.

În cazul pieselor cu elemente de tip placă cu grosime mare (fig. 5.59, *f*) nu poate fi neglijat gradientul de temperatură pe secţiunea peretelui (este o

Scanned with OKEN Scanner

construcție neizotermă). Dacă gradientul de temperatură este repartizat simetric față de axa longitudinală construcția piesei va fi rigidă și placa nu se va deforma. Dacă, însă gradientul de temperatură este repartizat nesimetric atunci construcția devine nerigidă. În acest caz placa se va încovoia numai sub acțiunea frînării termice a contracției și nu din cauza frînării mecanice.

Prin îmbinarea pereților din plăci groase se pot obține următoarele forme de piese :

— cilindru cu pereți groși cu cavitatea în interior (fig. 5.59, *g*) ;
— prismă cu pereți groși cu cavitate în interior (fig. 5.59, *h*) ;
— cilindru incomplet cu pereți groși (fig. 5.59, *i*) ;
— prismă incompletă cu pereți groși (fig. 5.59, *j*).

În cazul cilindrului cav cu pereți groși apar tensiuni în secțiune transversală și anume tensiuni termice și tensiuni în direcție transversală și longitudinală, termice ca rezultat al gradientului de temperatură în secțiune transversală (tensiuni de gradul *II*) și mecanice ca rezultat al frînării contracției de către miez.

Construcția în secțiune transversală este semirigidă iar în direcția longitudinală rigidă.

Construcția din figura 5.59, *i* este neizotermică și din punct de vedere al tensiunilor mecanice și termice este relativ compresibilă în direcția transversală și longitudinală. Tensiunile vor fi mici, piesele se deformează sub acțiunea tensiunilor termice și mecanice, care se însumează.

În cazul construcției tip inel, tensiunile apar în direcție transversală, întrucît construcția este rigidă și posedă tensiuni termice și mecanice ca urmare a rezistenței miezului și în direcție longitudinală, întrucît inelul are o construcție rigidă și posedă tensiuni termice ca urmare a gradientului de temperatură din secțiune transversală și tensiuni mecanice, ca urmare a frînării contracției de către miez.

Toate tensiunile în ambele direcții se însumează.

În cazul construcției de tip prismă cu cavitate în interior (de exemplu, lingotierele pentru lingouri) reprezintă o construcție neizotermă în direcție transversală și tangențială însă cu un oarecare grad de compresibilitate mecanică și termică. Numai cu oarecare schimbări ale pereților la îmbinare s-ar putea obține o construcție izotermică și în direcție tangențială.

Compresibilitatea mare mecanică și termică o posedă piesa din figura 5.59, *f* care de asemenea este neizotermică în direcția radială și tangențială.

În figurile 5.59, *k*, *l*, *m* sînt date construcțiile derivate din prismă dreaptă.

Peretele din prismă dreaptă este izotermic și nu posedă frînare mecanică sau termică la contracție. În direcție transversală ea prezintă oarecare grad de neizotermie și deci posibilitatea de deformare. În secțiune longitudinală ea se poate îndoi numai în cazul unui gradient de temperatură nesimetric.

În cazul piesei tip inel (fig. 5.59, *l*) construcția prezintă ca particularitate faptul că în direcție transversală, construcția este semirigidă, cu tensiuni termice și fără tensiuni mecanice, iar în direcție longitudinală, construcția este rigidă, prezentînd tensiuni termice și mecanice.

În cazul construcției tip disc (fig. 5.59, *m*) în direcție transversală construcția este semirigidă și prezintă tensiuni termice fără tensiuni mecanice ; pe direcția longitudinală, construcția este rigidă, prezentînd tensiuni termice ca rezultat al gradientului de temperatură în secțiune transversală și tensiuni mecanice. În proiecție orizontală construcția este rigidă cu tensiuni termice datorită diferenței de temperatură între inel și disc (tensiuni de gradul *III*).

Scanned with OKEN Scanner

În cazul ramei pătrate sau dreptunghiulare, obținută din această prismă, construcția se caracterizează prin aceea că în direcția transversală este semirigidă cu tensiuni termice și mecanice, iar în direcție longitudinală construcția este semirigidă cu tensiuni termice.

Construcțiile de piese turnate derivate din elemente cilindrice (fig. 5.59, *n*, *o*, *p*) sînt următoarele :

— construcția tip cilindru (fig. 5.59, *n*), tip inel (fig. 5.50, *o*) și inel cu disc plat (fig. 5.59, *p*). În piese de acest tip apar aceleași tensiuni ca și în cazul construcțiilor derivate din prismă, cu singura deosebire că construcția va fi rigidă și în direcție transversală.

Tensiunile totale care apar în piesele turnate indiferent de tipul construcției pot fi apreciate pornindu-se de la cîmpul de temperatură în secțiune transversală și prin proiectarea lui pe orizontală. Față de schimbările temperaturii se pot stabili tensiunile în proiecție orizontală și apoi în secțiuni longitudinale și transversale care se însumează algebric.

La multe piese turnate numai o astfel de analiză poate să conducă la explicarea științifică a apariției crăpăturilor și a deformărilor.

Tensiunile de tip *II* și *III* nu pot fi determinate cu formulele obișnuite (prezentate mai înainte). Pentru aceste tensiuni este valabilă legea lui *Hooke* în care valoarea ε este luată drept criteriu pentru aprecierea contracției libere și frînate în intervalul de temperatură al deformațiilor elastice. Așadar, prin schimbarea construcției pieselor turnate se poate influența asupra gradului de rigiditate și neizotermie a pieselor și prin aceasta asupra tensiunilor interne, deci poate fi influențată mai ales valoarea coeficientului C_3.

Prin aplicarea nervurilor sau a altor adaosuri tehnologice la construcția pieselor turnate este influențată în special valoarea lui C_3. Așadar, măsurile care se impun pentru reducerea tensiunilor interne și a deformațiilor în piese constau în evitarea unor diferențe prea mari între grosimile de perete (măsuri constructive) sau cînd măsura de mai sus nu este posibilă se acționează asupra diferenței de temperatură între părțile groase și cele subțiri în momentul cînd părțile groase trec în domeniul plastic de temperaturi.

Mijloacele care stau la dispoziție sînt :

— eliberarea părților groase de amestecul de formare imediat după solidificarea lor ; în contact cu aerul se accelerează răcirea lor deoarece crește pierderea de căldură prin radiație ;

— accelerarea răcirii părților groase cu răcitori exteriori sau folosirea unor amestecuri cu conductivitate ridicată (nisip de zircon, cromomagnezită, carborund, amestec cu strunjituri de fontă etc.) ;

— răcirea cu apă a părților groase îndată după solidificarea lor completă ;

— în cazul pieselor cu grosime uniformă (plăci, cilindri etc.) tensiunile interne se pot evita numai printr-o răcire foarte înceată pentru a se elimina diferențele de temperatură între centrul plăcii și părțile exterioare ;

— răcirea în formă pînă la temperatura ambiantă sau pînă la 200...300°C este măsura indicată pentru micșorarea tensiunilor în aceste piese.

În cazul plăcilor groase răcirea mai rapidă a marginilor ca urmare a efectului de capăt poate fi compensată prin descoperirea părților centrale îndată după solidificare.

Scanned with OKEN Scanner

5.13. MECANISMUL FORMĂRII CRĂPĂTURILOR ÎN PEREȚII PIESELOR TURNATE

Crăpăturile reprezintă ruperi parțiale sau totale în secțiunea pereților piesei turnate, determinate de tensiunile de întindere care au valori egale sau mai mari decît rezistența la rupere prin tracțiune a aliajului.

Crăpăturile din piesele turnate pot fi împărțite în crăpături la cald și crăpături la rece.

5.13.1. MECANISMUL FORMĂRII CRĂPĂTURILOR LA CALD

Crăpături la cald sînt discontinuități care se formează în intervalul $T_{i.c} - T_s$, adică în intervalul de solidificare al aliajului și sînt determinate de frînarea contracției liniare libere.

În acest interval de temperatură, proprietățile mecanice de rezistență și de plasticitate ale aliajelor sînt foarte scăzute.

Ca urmare a frînării contracției liniare libere a pieselor turnate apar tensiuni. Dacă valoarea tensiunilor depășește limita de curgere a aliajului, atunci aceste tensiuni se relaxează prin deformarea plastică a piesei turnate și ca urmare dimensiunile liniare ale pieselor vor fi mai mari decît în cazul cînd tensiunile interne nu apar. Dacă tensiunile mecanice, care apar ca urmare a procesului de frînare a contracției liniare libere, sînt mai mari decît limita de rupere a aliajului, atunci se produc crăpături la cald.

Crăpăturile la cald formate în intervalul de temperatură $T_{i.c.} - T_s$, pot să se mărească și după solidificarea completă a peretelui piesei la temperaturi mai mici decît temperatura solidus.

Cauza apariției crăpăturilor la cald o constituie frînarea contracției libere și valoarea scăzută a proprietăților mecanice a aliajului la temperaturi corespunzătoare sfîrșitului intervalului de solidificare.

În figura 5.60 se arată domeniul de formare a crăpăturilor la cald ținînd seama de diagrama de echilibru.

Crăpăturile la cald au loc la limita grăunților primari, de aceea prezintă o suprafață de ruptură intercristalină, au dimensiuni mari, sînt largi, de întindere mică și fără tendință de a se propaga în continuare (punctul lor terminal este rotunjit), sînt întotdeauna oxidate (colorate în negru, ceeace indică formarea lor la temperaturi ridicate).

Crăpăturile la cald apar atunci cînd tensiunile de întindere (forfecare) depășesc rezistența aliajului la temperatura dată.

Tensiunile pot fi mecanice sau termice, în unele cazuri pot acționa și unele și altele.

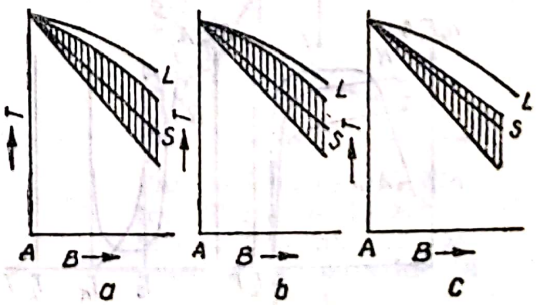


Fig. 5.60. Intervalul de temperatură al formării crăpăturilor la cald :
a — în piese obișnuite ; *b* — în piese turnate cu treceri ascuțite interioare ; *c* — în piese fără noduri termice ; *L* — temperatura lichidus ; *S* — temperatura solidus.

Crăpăturile la cald care apar ca urmare a influenței tensiunilor mecanice pot să se formeze doar în piese turnate cu construcția izotermică, caracterizate printr-o frînare mecanică importantă a contracției.

Crăpătura la cald reprezintă în acest caz un sistem de fisuri (crăpături mici) repartizate perpendicular pe direcția de acționare a contracției.

Asupra tendinței de formare a crăpăturilor la cald influențează următorii factori tehnologici :

— natura aliajului ;
— natura formei ;
— geometria piesei turnate ;
— condițiile de turnare.

a. *Influența naturii aliajului* se exprimă prin :

— valoarea coeficientului de contracție în stare solidă (atît în timpul solidificării cît și după solidificare) ;
— proprietățile mecanice ale aliajului la temperaturi ridicate ;
— particularitățile de solidificare sau geometria frontului de solidificare ;
— proprietățile termofizice ale aliajului.

Proprietățile mecanice ale aliajelor la temperaturi ridicate (peste solidus) adică temperatura de început a contracției liniare ($T_{i.c}$) sînt foarte mici (aproape egale cu zero) iar la temperatura solidus sînt numai cu puțin mai mari.

Odată cu răcirea aliajului rezistența crește foarte repede mai ales pe seama răcirii și creșterii rezistenței crustei solidificate la suprafața peretelui piesei.

În figura 5.61 este arătată variația principalelor proprietăți mecanice ale aliajelor, odată cu creșterea temperaturii. Rezultă că modulul de elasticitate (E) care determină valoarea tensiunii și valoarea rezistenței la tracțiune (care caracterizează rezistența la rupere a aliajului), variază continuu odată cu creșterea temperaturii. Valoarea altor proprietăți scade brusc în apropierea temperaturii solidus. Plasticitatea aliajelor exprimată prin alungirea (A) crește odată cu temperatura pînă la o anumită valoare, apoi rămîne constantă, iar în apropierea temperaturii solidus cînd apar peliculele de fază lichidă la limita grăunților, alungirea scade brusc.

În zona cuprinsă între temperatura solidus și temperatura de început a contracției liniare care este apropiată de limita de alimentare a aliajului apare un interval de fragilitate. Pe măsură ce temperatura crește spre limita de curgere, fragilitatea din nou crește. În intervalul de fragilitate, alungirea relativă scade de la cîteva procente la cîteva fracțiuni de procente.

Intervalul de fragilitate corespunde de fapt intervalului de formare a crăpăturilor la cald. Tocmai în acest interval, în absența plasticității, aliajul nu se poate deforma datorită tensiunilor create de frînarea contracției și ca urmare în peretele piesei apar crăpături.

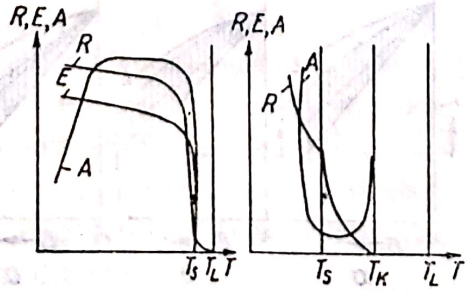


Fig. 5.61. Influența temperaturii asupra proprietăților mecanice ale aliajelor (în dreapta la o scară mai mare se arată variația acestor proprietăți în intervalul de solidificare).

Scanned with OKEN Scanner

În apropierea temperaturii solidus modulul de elasticitate scade pînă la valori de 10...15% din valoarea lui inițială, rezistența la tracțiune are valori foarte scăzute iar limita de curgere are valoarea egală cu zero.

Rezistența la tracțiune și plasticitatea aliajelor la temperaturi ridicate sînt puternic influențate de prezența impurităților în aliaj. Astfel de exemplu, conținutul de sulf chiar în cantități mici în oțeluri, determină o micșorare bruscă a proprietăților mecanice ca urmare a formării eutecticului ușor fuzibil FeS—FeO—Fe care se separă la suprafața grăunților sub formă de peliculă. Asupra tendinței de formare a crăpăturilor la cald influențează într-o mare măsură intervalului de solidificare. Cu cît crește intervalul de solidificare, cu atît se mărește și tendința de formare a crăpăturilor la cald. Din acest motiv aliajele care au un interval mare de solidificare, în aceleași condiții de turnare, prezintă o tendință mai mare de formare a crăpăturilor la cald decît aliajele cu interval mic de solidificare (aliajele eutectice sau metalele pure).

În figura 5.62 se arată variația proprietăților mecanice în funcție de diagrama de echilibru în sistemul Fe—C la temperaturi apropiate de solidus.

În figura 5.63 se arată corelația dintre tendința de formare a crăpăturilor la cald și diagrama de echilibru.

Din comparația figurilor 5.62 și 5.63, rezultă că tocmai oțelurile care posedă valoarea cea mai scăzută a alungirii prezintă și tendința maximă de formare a crăpăturilor la cald.

Tendința maximă de formare a crăpăturilor la cald corespunde punctului de solubilitate maximă a elementului de aliere în metalul de bază. Zona situată între temperatura solidus și temperatura corespunzătoare limitei de scurgere este numită uneori *intervalul efectiv de solidificare*.

Se pare însă că influența cea mai mare asupra tendinței de formare a crăpăturilor la cald o are zona cuprinsă între limita de scurgere și limita de alimentare (fig. 5.63), întrucît în această zonă are loc un transfer de masă local care poate să genereze apariția microretasurilor.

În cazul aliajelor eutectice, tendința de formare a crăpăturilor la cald se micșorează brusc în domeniul cuprins între punctul de intersecție a curbei de temperatură corespunzătoare limitei de scurgere cu temperatura eutectică.

Prezența eutecticilor la aliaje arată întotdeauna o rezistență mai mare la formarea crăpăturilor la cald.

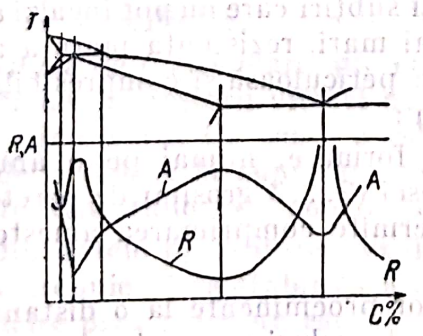


Fig. 5.62. Variația proprietăților mecanice a aliajelor Fe-C în zona temperaturii solidus.

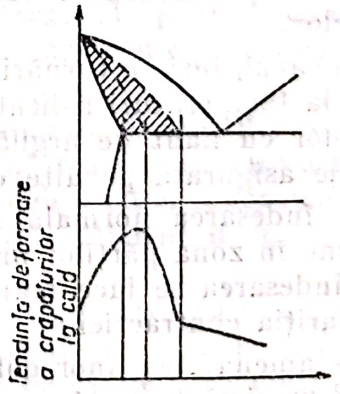


Fig. 5.63. Corelația dintre diagrama de echilibru și tendința de formare a crăpăturilor la cald.

Scanned with OKEN Scanner

Crăpătura la cald se formează numai în acel caz cînd deformarea cauzată de contracție este mai mare decît deformația pe care o poate avea aliajul în intervalul de fragilitate. Dacă intervalul de fragilitate ocupă o zonă mare de temperaturi, caracterizate prin valori scăzute ale alungirii (însă contracția în acest interval este mică) cu atît mai mult dacă în acest interval de temperatură are loc o dilatare inițială, atunci crăpăturile la cald nu se formează și invers.

Valoarea scăzută a parametrilor termofizici ai aliajului (λ, c, ρ) favorizează creșterea gradientului de temperatură pe secțiunea peretelui piesei în stadiul al treilea de răcire (vezi capitolul 4) ; acesta este stadiul care este deosebit de periculos pentru apariția crăpăturilor la cald, în legătură cu aceasta determină creșterea grosimii și rezistenței solidificate.

Așadar, aliajele cu valori scăzute ale lui λ, c și $\rho \cdot c$ la un coeficient de contracție constant prezintă o tendință mai mică de formare a crăpăturilor la cald, decît aliajele care au λ, c, L mare.

Cu cît coeficientul de contracție în stare solidă la solidificare va fi mai mare, cu atît tendința de apariție a crăpăturilor va fi și ea mai mare.

b. *Influența naturii formei.* După cum s-a arătat, compresibilitatea formelor și miezurilor influențează direct procesul de apariție a crăpăturilor la cald. Forma propriu-zisă trebuie să fie compresibilă numai cînd piesa prezintă proeminențe care îi frînează contracția liberă. Miezurile trebuie să fie întotdeauna compresibile.

Mărirea compresibilității formei poate fi asigurată pe diferite căi, în primul rînd prin alegerea materialului de formare.

În figura 5.64 este dată variația rezistenței amestecului de formare cu temperatura.

Rezistența la compresiune a amestecului (nisip cu argilă) crește cu temperatura și cu conținutul de argilă la valori foarte mari, atingînd la 1 100°C pentru amestecul cu 15% argilă, 0,7 daN/mm^2.

La temperaturi mai ridicate are loc o micșorare a rezistenței ca urmare a procesului de deshidratare. La aceste temperaturi, amestecul de formare se transformă într-o masă friabilă, fără rezistență, asemănătoare nisipului uscat.

În cazul pieselor cu pereți groși, și temperaturi ridicate pe o adîncime mare compresibilitatea formei este asigurată prin micșorarea rezistenței formelor.

În cazul, însă, a turnării pieselor cu pereți subțiri care nu pot încălzi amestecul la temperaturi ridicate pe adîncimi mai mari, rezistența mare a amestecurilor cu liant de argilă este deosebit de periculoasă și compresibilitatea trebuie asigurată pe alte căi și anume prin :

— îndesarea normală a amestecului de formare, numai pe o anumită grosime în zona părților proeminente ale piesei (2...3 grosimi de perete), în rest îndesarea se face mai slab pentru a permite comprimarea amestecului la apariția contracției ;

— amenajarea unor goluri în fața părților proeminente la o distanță de 2...3 grosimi de perete ca în figura 5.65, aceste goluri se umplu cu cocs mărunt sau nisip cu granulație mare fără liant.

— dezbaterea zonei superioare imediat după solidificarea completă a piesei.

Scanned with OKEN Scanner

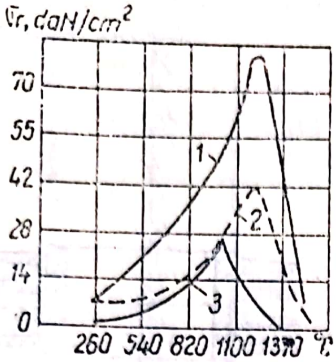


Fig. 5.64. Variația rezistenței diferitelor amestecuri de formare cu temperatura:
1 — nisip cuarțos+15% argilă+6% apă ; *2* — nisip cuarțos+10% argilă+3.3% apă ; *3* — nisip cuarțos+3,5% bentonită+1,5% apă.

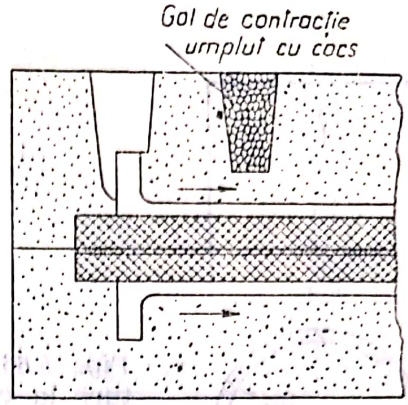


Fig. 5.65. Amenajarea golurilor de contracție în corpul formei.

Mărirea compresibilității miezurilor se asigură prin executarea lor cu goluri la interior și umplerea lor cu cocs sau amestec afînat.

O atenție importantă o constituie amplasarea armăturilor în miez astfel ca să nu frîneze contracția piesei.

O altă cale de mărire a compresibilității miezurilor și formelor o constituie introducerea în amestec a făinii de lemn (rumeguș).

c. *Influența geometriei piesei turnate.* Geometria piesei turnate influențează tendința de formare a crăpăturilor la cald, mai ales prin intermediul vitezei de răcire.

La viteze mici de răcire, contracția pieselor turnate se desfășoară încet și ca urmare și creșterea valorii tensiunilor de contracție va avea loc într-un ritm lent, ceea ce poate asigura desfășurarea procesului de deformare plastică și deci a procesului de relaxare a tensiunilor.

Pe de altă parte, la viteze mici de răcire, crusta solidificată de la suprafața pereților piesei se formează mai tîrziu și ca urmare rezistența la tracțiune a piesei va rămîne scăzută timp mai îndelungat.

Așadar, viteza de răcire influențează în două sensuri : pozitiv, ca urmare a micșorării vitezei de contracție și negativ, ca urmare a micșorării coeficientului de solidificare.

Viteza de răcire mare, din contră favorizează apariția tensiunilor mecanice ca urmare a creșterii vitezei de contracție, posibilitatea de relaxare a tensiunilor fiind mică. Cu toate acestea, la viteze mari de răcire, se formează mai repede o crustă la suprafața piesei cu o rezistență suficient de mare ca să reziste tensiunilor de contracție.

Din datele prezentate, rezultă că este necesar ca pentru fiecare piesă în parte trebuie să se stabilească o viteză optimă de răcire, întrucît nici viteza de răcire prea mare nu este bună, dar nici viteza de răcire prea mică.

Totuși în majoritatea turnătoriilor se preferă utilizarea unor viteze mai mici de răcire. Mai rar este preîntîmpinată apariția crăpăturilor la cald prin mărirea vitezei de răcire a piesei turnate (de exemplu prin trecerea la turnarea în forme metalice).

Scanned with OKEN Scanner

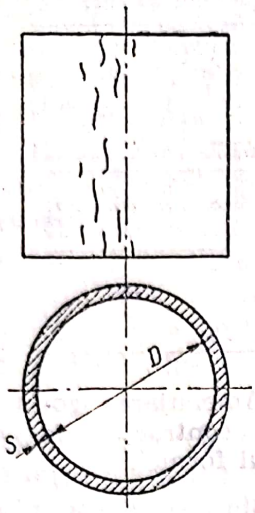


Fig. 5.66. Crăpături la cald cauzate de frînarea contracției mecanice într-o piesă în construcție izotermică.

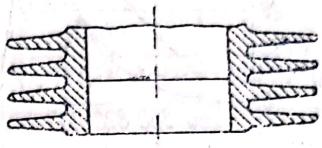


Fig. 5.67. Nervuri destinate pentru preîntîmpinarea crăpăturilor la cald.

Pericolul de formare a crăpăturilor la cald este cu atît mai mare cu cît este mai mare coeficientul de contracție (α) după solidificare și cu cît forma se apropie mai mult de forma cilindrică și este cu atît mai mare cu cît raportul dintre grosimea peretelui piesei față de diametru $\frac{s}{D}$ este mai mic (adică cînd piesa se răcește repede) și se contractă mai mult.

Acestea sînt așa-numitele crăpături de contracție mecanică (fig. 5.66). Preîntîmpinarea apariției lor se poate face prin creșterea raportului $\frac{s}{D}$ sau prin mărirea compresibilității miezului.

Prima soluție este legată de schimbarea construcției piesei ; odată cu creșterea lui s miezul se încălzește mai puternic și devine mai puțin rigid iar tensiunea va crește mai încet.

A doua soluție este mai bună întrucît în acest caz se elimină cauza formării crăpăturilor la cald și anume tensiunile mecanice. Se poate, de asemenea, să se confere construcției piesei turnate o rigiditate mai mare, prin prevederea de nervuri pe suprafața de acțiune a forțelor de contracție (fig. 5.67).

Crăpăturile la cald, cauzate numai de tensiunile termice, reprezintă defecte specifice ale pieselor cu pereți groși, cu construcția rigidă sau slab compresibilă, cîteodată și în absența frînării mecanice a contracției.

Ca rezultat al contracției diferite a suprafețelor și părților interioare ale peretelui piesei se formează așa-numitele crăpături la cald zonale.

După formarea lor, în continuare în axa termică a peretelui piesei se formează crăpături la cald gravitaționale cauzate de acțiunea forței gravitaționale exercitate asupra zonei bifazice (fig. 5.68).

Crăpăturile la cald zonale pot fi preîntîmpinate micșorînd diferența de temperatură ΔT, turnînd aliajul în pereții groși ai piesei sau luînd măsuri pentru răcirea în interior a piesei turnate, deci este necesară o dirijare a procesului de solidificare.

Crăpăturile la cald pot fi determinate de tensiunile termice și de tensiunile mecanice, deci este vorba de o influență combinată a acestor două tipuri de tensiuni. În acest caz crăpăturile apar în zonele de trecere și de îmbinare ale pereților. Astfel în cazul unei roți turnate (fig. 5.69), tensiunile termice

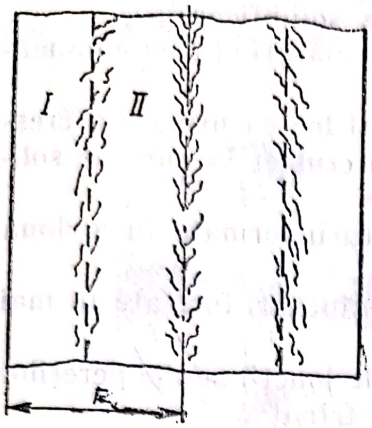


Fig. 5.68. Crăpături la cald gravitaționale zonale (I) și axiale (II).

Fig. 5.69. Piesă cu construcție neizotermă, rigidă (roată dințată turnată din oțel).

au fost mai mari față de cele de contracție. Discul s-a răcit mai repede și s-a contractat mai repede, rupîndu-se de coroană care s-a răcit mai încet și s-a contractat mai încet.

În cazul concret arătat, măsura care poate fi luată pentru preîntîmpinarea apariției crăpăturilor la cald, constă în schimbarea construcției piesei turnate și anume în prevederea unei treceri treptate între cei doi pereți, conform curbei punctate din figura 5.69. În acest caz contracția se extinde pe o suprafață și un volum mai mare iar viteza accelerată de răcire a coroanei de pildă poate fi asigurată prin amplasarea unor răcitori interiori.

Cu alte cuvinte se iau măsuri pentru micșorarea diferenței de temperatură dintre cei doi pereți.

Compresibilitatea peretelui formei are o influență mai mică. Părțile masive ale pieselor trebuie răcite mai bine din interior decît din exterior, pentru evitarea gradientului de temperatură pe secțiunea proprie.

În figura 5.70 se arată modul de apariție a crăpăturilor la cald la treceri dintre părți cu raze diferite de curbură.

Cu cît este mai mic unghiul de curbură (adică cu cît este mai bruscă trecerea) dintre cei doi pereți cu atît mai repede pot să apară crăpături la cald, întrucît în cazul trecerilor bruște aliajul lichid rămîne mai mult timp în stare lichidă la solidificare.

Preîntîmpinarea apariției crăpăturilor la cald, în cazul îmbinărilor de pereți, se poate realiza fie prin creșterea razei de curbură, fie prin prevederea unor nervuri pe suprafața de acțiune a contracției sau prin amplasarea răcitorilor. Desigur o importanță mare o are și creșterea compresibilității miezurilor sau a părții corespunzătoare din formă.

Frecvent, crăpăturile la cald se formează în așa-numitele locuri slabe ale pereților pieselor turnate sînt reprezentate de îmbinări, întrînduri sau unghiuri interioare.

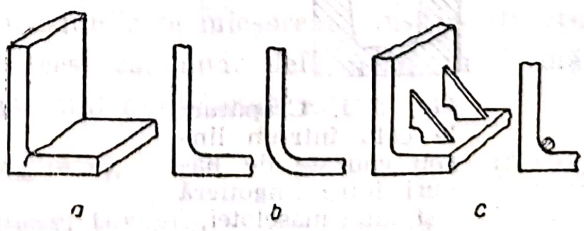


Fig. 5.70. Îmbinări de tip *L* ai pereților pieselor turnate :
a — crăpătura la cald apare la trecerea ascuțită ; *b* — treceri cu raze de curbură diferite ; *c* — utilizarea nervurilor în vederea creșterii rigidității îmbinării a doi pereți cu unghi drept ; *d* — folosirea răcitorului exterior pentru răcire.

Mecanismul formării crăpăturilor la cald în aceste locuri constă în :

— apariția crăpăturii la începutul stadiului de solidificare ;

— umplerea ulterioară cu fază lichidă a acestei crăpături și deci compensarea crăpăturii ;

— apariția din nou a unei noi crăpături în același loc ca urmare a creșterii valorii tensiunilor, după refacerea compactității crustei în curs de solidificare ;

— compensarea din nou cu fază lichidă a crăpăturii formate în a doua treaptă.

În felul acesta poate fi explicată existența unor crăpături formate în mai multe etape.

Deci, crăpăturile la cald se formează în punctele de joncțiune ale pereților groși cu pereți subțiri cînd contracția pereților este frînată.

De asemenea, ele pot să apară și în piese care se pot contracta liber, însă supuse la alte forțe de întindere (de exemplu, greutatea proprie).

În figura 5.71 este reprezentat un asemenea caz de formarea crăpăturilor la cald, într-un lingou din cauza bavurii formate prin pătrunderea aliajului lichid între lingotieră și maselotieră. Bavurile țin lingoul în suspensie care sub greutatea proprie se fisurează (fig. 5.71).

Crăpături la cald apar des lîngă răcitorii exteriori ca în figura 5.72, întrucît aliajul solidificat sub acțiunea răcitorului se contractă mai repede provocînd crăpături între cristalele columnare din zona de trecere.

d. *Influența condițiilor de turnare.* Condițiile de turnare influențează formarea crăpăturilor la cald prin :

— temperatura de turnare ;

— viteza de turnare ;

— locul de alimentare a peretelui piesei ;

— poziția maselotelor și a rețelelor de turnare.

Cu cît temperatura de turnare și viteza de turnare sînt mai mari, cu atît se intensifică procesul de formare a crăpăturilor la cald. Aceasta se explică prin creșterea neuniformității apariției zonei solidificate la suprafața peretelui piesei ca urmare a influenței curenților de convecție din interiorul peretelui piesei.

În punctele de atac ale alimentatoarelor, pereții învecinați se găsesc la o temperatură mai ridicată decît pereții mai îndepărtați. În zona alimentatoarelor intră aliajul cel mai cald, iar materialul formei este supraîncălzit și are

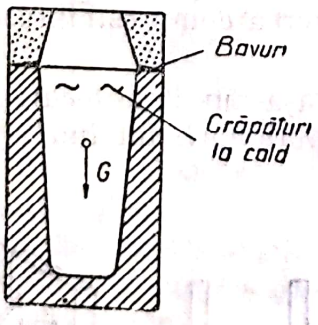


Fig. 5.71. Crăpături la cald într-un lingou cauzate de bavuri între lingotieră și cutia maselotei.

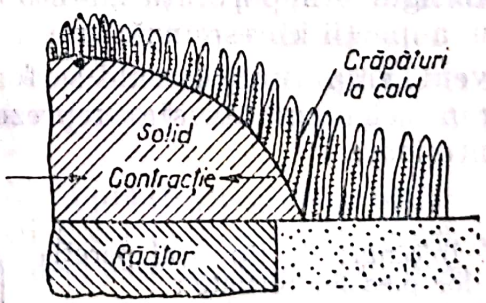


Fig. 5.72. Crăpături la cald lîngă răcitorii exteriori.

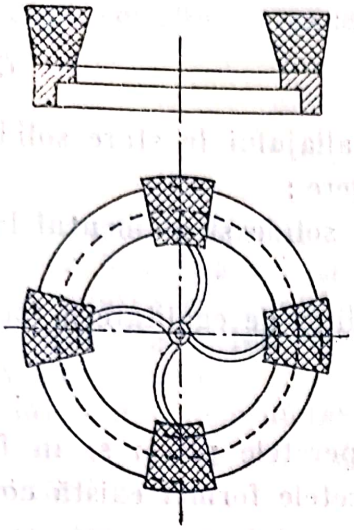


Fig. 5.73. Alimentatoare multiple de formă curbată.

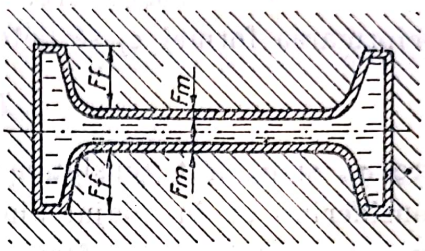


Fig. 5.74. Schema utilizată pentru calculul valorilor tensiunilor mecanice în piesa turnată.

un efect de răcire mai mic. Aceste condiții echivalează cu o grosime mai mare de perete și sub acțiunea exercitată de contracția pereților îndepărtați pot să apară și în aceste regiuni crăpături la cald.

Maselotele, prin rolul și poziția lor, frînează răcirea pereților groși, deci măresc gradientul de temperatură. Punctele de aplicare a maselotelor sînt puncte sensibile pentru apariția crăpăturilor și trebuie avute în vedere la proiectarea tehnologiei de formare-turnare.

Din acest motiv, în vederea prevenirii apariției crăpăturilor la cald, aliajul se introduce prin mai multe puncte. Aceste alimentatoare formează un sistem rigid care poate determina frînarea contracției și deci apariția de crăpături lîngă punctele de intrare. Din acest motiv alimentatoarele trebuie să aibă o astfel de formă care să permită deformarea lor fără eforturi mari în timpul contracției aliajului.

Un exemplu este arătat în figura 5.73 în care alimentatoarele au o formă curbată care permite deformarea lor la contracția piesei și prezintă avantajul unei intrări tangențiale a aliajului în formă.

O formă radială a alimentatoarelor ar opune o rezistență mare contracției piesei și ar provoca apariția crăpăturilor la cald în piesa inelară.

În vederea stabilirii măsurilor pentru prevenirea crăpăturilor la cald este necesar să se aprecieze mai îndeaproape acțiunea unor factori asupra tensiunilor mecanice.

În acest scop se utilizează schema din figura 5.74. În bară, la un moment dat (începutul procesului de solidificare), apare o crustă solidă cu suprafața F_m. Bara are două flanșe cu suprafața F_f.

În procesul de răcire al barei dimensiunile se micșorează însă contracția este frînată de cele două flanșe. În acest caz apar deformații în formă. Bilanțul total al deformațiilor din sistemul aliaj-formă este :

$$\varepsilon = \varepsilon_m - \varepsilon_f, \tag{5.151}$$

în care : ε este deformația reală a piesei turnate.

Scanned with OKEN Scanner

Deformarea reală a metalului din piesă este :

$$\varepsilon_m = \alpha_s(T_{sc} - T_{med}), \tag{5.152}$$

în care : α_s este coeficientul de contracție al aliajului în stare solidă ;
T_{sc} — temperatura limitei de scurgere ;
T_{med} — temperatura medie a crustei solide și momentul luat în considerare.

Deformarea formei ε_f se determină din condiția de egalitate a forțelor :

$$\sigma_m F_m = \sigma_f \cdot F_f, \tag{5.153}$$

în care σ_m și σ_f sînt tensiunile care apar în peretele piesei și în formă.

Considerînd că în aliajul din piesă și în peretele formei există corelații liniare între tensiuni și deformare atunci :

$$\varepsilon_m = \frac{\sigma_m}{E_m} \tag{5.154}$$

$$\varepsilon_f = \frac{\sigma_f}{E_f}, \tag{5.155}$$

în care E_m și E_f sînt modulele de deformare a materialului aliajului și respectiv a formei.

Din egalitățile (5.153) și (5.155) se obține :

$$\varepsilon_f = \frac{\sigma_m F_m}{E_f \sigma_f}. \tag{5.156}$$

Din egalitățile (5.151). (5.154) și (5.156) se obține :

$$\frac{\sigma_m}{E_m} = \alpha_s(T_{sc} - T_{med}) - \frac{\sigma_m F_m}{E_f \sigma_f}, \tag{5.157}$$

sau :

$$\sigma_m = \frac{\alpha_s(T_{sc} - T_{med})}{\frac{1}{E_m} - \frac{1}{E_f} \cdot \frac{F_m}{F_f}}. \tag{5.158}$$

Dacă suprafața $F_f = 0$, adică dacă piesa nu posedă flanșe atunci tensiunile mecanice în piesa turnată sînt egale cu zero ($\sigma_m = 0$).

Dacă forma este absolut compresibilă și $E_m = 0$ atunci tensiunile mecanice de asemenea vor avea valoarea egală cu zero ($\sigma_m = 0$).

Dacă, însă forma este metalică și deci este complet necompresibilă, atunci $E_m = \infty$ și tensiunile din piesă vor atinge valoarea maximă ($\sigma_m \to \sigma_{max}$) și sînt date de relația :

$$\sigma_{m\,(max)} = E_m \cdot \alpha_s(T_{sc} - T_{med}). \tag{5.159}$$

Scanned with OKEN Scanner

Așadar, condiția ca să nu apară crăpături în piesă va fi :

$$\sigma_m = \frac{\alpha_s(T_{sc} - T_{med})}{\frac{1}{E_m} + \frac{1}{E_f} \cdot \frac{F_m}{F_f}} < \sigma_r(T), \qquad (5.160)$$

în care σ_r este limita de rupere a aliajului.

Această inegalitate trebuie asigurată în tot timpul solidificării și răcirii aliajului, pentru ca în piesă să nu apară tensiuni.

Din egalitatea 5.160 rezultă următoarele recomandări privind prevenirea crăpăturilor la cald :

— micșorarea suprafețelor părților proeminente (F_m) ;

— micșorarea modulului de deformare a formei (E_f), adică creșterea compresibilității formei ;

— creșterea suprafeței secțiunii crustei solidificate (F_m), adică eliminarea locurilor slabe sau eliminarea unghiurilor interioare ;

— micșorarea contracției aliajului α_s ;

— micșorarea modulului de deformare a aliajului (E_m) sau creșterea plasticității lui ;

— mărirea rezistenței aliajului, $\sigma_r(T)$.

În practică se utilizează următoarele măsuri pentru micșorarea tendinței de formare a crăpăturilor la cald :

1. Mărirea compresibilității formei prin utilizarea amestecurilor compresibile, de exemplu : prin introducerea făinii de lemn, creerea de cavități în unele părți ale formei, care se găsesc cuprinse între părțile proeminente ale pieselor turnate ;

2. Rigidizarea locurilor slabe în piesele turnate. Aceasta se obține prin : amplasarea răcitorilor ; amplasarea nervurilor de contracție, prin creerea unor racordări între pereți ;

3. Eliminarea părților proeminente din piesele turnate prin schimbarea construcției acestora sau prin fragmentarea lor în piese cu configurație simplă și apoi îmbinarea lor ulterioară prin sudură ;

4. Micșorarea temperaturii și a vitezei de turnare.

Diminuarea supraîncălzirilor locale în pereții formei prin alegerea rațională a punctelor de alimentare ;

5. Micșorarea conținutului de impurități din aliaj (de exemplu S, P, H în aliajele Fe—C).

Trebuie menționat faptul că tensiunile de contracție sînt întotdeauna tensiuni de întindere și de aceea sînt deosebit de periculoase.

5.13.2. MECANISMUL FORMĂRII CRĂPĂTURILOR LA RECE

Crăpăturile la rece reprezintă, discontinuități în pereții pieselor turnate (abateri de la compactitate) care apar la temperaturi scăzute și sînt determinate numai de tensiunile termice și de cele fazice.

Ele se caracterizează printr-o suprafață cristalină sau printr-o suprafață ușor colorată (culoarea de revinire) în funcție de temperatura la care ele apar.

Scanned with OKEN Scanner

Crăpăturile la rece au un mers rectiliniu sînt puțin deschise, deseori abia perceptibile, au întindere mare cu tendința de a se propaga în continuare.

Ruptura este intracristalină, de culoare metalică deschisă sau ușor colorată (cînd se produc la temperaturi de peste 200°C din cauza unui film de oxid).

Crăpăturile la rece se produc în timpul răcirii piesei în formă sau la dezbatere. Cînd se produc ulterior ele sînt datorită tensiunilor termice.

Crăpăturile la rece apar atunci cînd rezistența la rupere a materialului piesei are o valoare mai mică decît tensiunile.

Din mecanismul apariției tensiunilor termice și fazice rezultă și măsurile de preîntîmpinare a crăpăturilor la rece.

În piesele de construcție *neizotermică* și nerigidă nu apar tensiuni fazice și termice și de aceea nu apar nici crăpături la rece. Pericolul cel mai mare de apariție al crăpăturilor la rece îl reprezintă piesele cu construcție neizotermică și rigidă și mai ales atunci cînd piesele sînt turnate din aliaje cu plasticitate scăzută și cu conductivitate termică mică (de exemplu, oțelurile înalt aliate).

În acest caz trebuie micșorat gradientul de temperatură la trecerea din stare plastică la cea elastică, folosind diferite măsuri și metode, inclusiv accelerarea procesului de răcire a părților cu pereți groși și încetinirea procesului de răcire a pereților subțiri sau aplicarea metodei combinației.

În cazul cînd construcția trebuie să rămînă rigidă este necesară micșorarea gradului de neizotermie a piesei turnate, schimbînd construcția și anume micșorînd dimensiunile pereților groși și sporind dimensiunile pereților subțiri.

Dacă gradul de neizotermie nu poate fi micșorat, atunci este necesar micșorarea rigidității construcției; este necesar să se asigure o oarecare compresibilitate.

În practica turnării se constată crăpături la rece, mai ales la piesele turnate din fontă albă supusă ulterior maleabilizării și care se caracterizează printr-o fragilitate ridicată.

5.14. RĂCIREA PIESELOR TURNATE ÎN FORME

Piesele turnate sînt scoase din formă, de obicei după solidificarea totală a aliajului. Acest lucru este condiționat înainte de toate de normele de protecție a muncii.

Operația de scoatere a piesei turnate din forma de amestec se numește dezbatere, întrucît ea necesită eforturi mari.

La scoaterea pieselor din formă viteza de răcire a acestora crește brusc. Cu cît este mai mare temperatura la care este scoasă cu atît piesa turnată se va răci mai repede. Accelerarea vitezei de răcire determină apariția unor tensiuni interne suplimentare care pot provoca deformarea sau chiar apariția unor crăpături. De aceea în cazul aliajelor feroase, dezbaterea pieselor poate să aibă loc numai după ce au avut loc toate transformările.

La oțelurile carbon aceste transformări au loc la 720°C. Deci, limita superioară a scoaterii pieselor din formă este de 720°C. Solicitările la șoc termic,

Scanned with OKEN Scanner

în momentul scoaterii pieselor din forma, pot să determine ruperea pieselor turnate, întrucît la aceste temperaturi ridicate aliajele au o rezistență mai scăzută.

Stabilirea unor temperaturi scăzute de dezbatere pentru piesele mari este legată de prelungirea duratei de menținere a acestora în formă și ocuparea nejustificată a suprafețelor de lucru.

La turnarea pe convcioare aceasta determină necesitatea construirii unor tunele de răcire mai lungi și deci mărirea investiției.

Pentru aliajele feroase sînt recomandate următoarele temperaturi de dezbatere, în °C.

Piese de configurație simplă și de importanță mică . . . . . 600...700
Piese mici cu configurație simplă și cu precizie dimensională mai mică . . . . . 400...500
Piese de complexitate medie și mare și de mare importanță . . 200...300
Piese din oțeluri aliate cu conductivitate termică scăzută și de mare importanță . . . . . 150...200

După solidificare piesele turnate se răcesc împreună cu formele ca un sistem unic. Calculul acestui proces pentru piese este realizabil, însă devine complicat din cauza configurației complexe a piesei.

Durata de răcire a pieselor după solidificare este de obicei de zeci de ori mai mare decît durata de solidificare. Prezența miezurilor determină într-o mare măsură o micșorare a vitezei de răcire a piesei turnate. Astfel, de exemplu, pentru piese turnate din fontă cu grosimi egale ale pereților, piesele turnate cu miezuri au durata de răcire pînă la 200°C de 1,5...2 ori mai mare, decît piesele fără miezuri. Pentru calcule aproximative, durata de răcire a pieselor din fontă poate fi utilizată următoarea formulă empirică :

$$t = k\sqrt{G_p}, \qquad (5.161)$$

în care : t este durata de răcire pînă la 200°C ;
G_p — masa piesei turnate, în t ;
k — coeficient care depinde de configurația piesei și de grosimea pereților.

Valorile coeficientului k sînt date în tabelul 5.10.

Tabelul 5.10

Valoarea coeficientului k

Grosimea peretelui piesei, în mm	Grupa piesei turnate		
	I	*II*	*III*
20... 30	15	20	27
31... 50	20	27	36
51... 80	27	36	47
81...125	36	47	60
126...200	47	60	75
>200	60	75	92

Scanned with OKEN Scanner

Tabelul 5.11

Durata de răcire a pieselor turnate

Masa piesei turnate, în kg	Temperatura de dezbatere, în °C	Durata de răcire pînă la 50°C, în h	
		fără miezuri	cu miezuri
8	600	1,0	2,5
9... 20	600	1,2	3,0
21... 50	600	1,6	4,0
51... 100	600	2,0	5,0
101... 250	500	3,0	7,0
250... 500	500	4,0	8,0
500...1 000	450...500	—	12...18
1 000...2 000	300...400	—	18...24
2 000...5 000	300...400	—	24...36

Din grupa *I* fac parte piesele turnate de tipul plăcilor cu două suprafețe de răcire, din grupa a *II*-a fac parte piesele cu miezuri care se răcesc mai mult pe o singură suprafață și din grupa a *III*-a fac parte piesele complexe cu un caracter mixt al procesului de răcire și cu un număr mare de miezuri.

În tabelul 5.11 sînt date orientativ valorile duratei de răcire pînă la 50°C, în funcție de masa piesei, de prezența miezurilor și de temperatura de dezbatere. Răcirea pieselor turnate după dezbatere are loc de obicei prin radiație și mai puțin prin convecție.

Scanned with OKEN Scanner

Capitolul VI

PROCESE DE TRANSFER LA CRISTALIZAREA ȘI SOLIDIFICAREA ALIAJELOR

6.1. MECANISMUL TRANSFERULUI DE MASĂ

Procesul de formare a structurii primare în piesele turnate este influența în mare măsură de condițiile de transfer a fazei lichide în peretele piesei turnate în curs de solidificare.

Sînt două tipuri de transfer a fazei lichide:

— transferul și deplasarea convectivă a fazei lichide;

— transferul și deplasarea fazei lichide sub acțiunea forțelor capilare.

Primul tip de transfer, *transferul convectiv* are loc în zona centrală a piesei turnate în care încă nu a început procesul de cristalizare, iar apariția cristalelor solide izolate încă nu este capabilă să determine creșterea vîscozității fazei lichide și deci aceasta are o fluiditate bună.

Transferul cauzat de convecție apare datorită diferenței de densitate între aliajul mai rece care se găsește în contact cu frontul de solidificare și aliajul mai cald care se găsește în axa termică a peretelui piesei turnate.

Deplasarea fazei lichide în apropierea frontului de cristalizare (solidificare) este dirijată în principal de sus în jos iar în centru de jos în sus.

Cu cît este mai mare transferul de căldură de la metal la formă cu atît este mai mare gradientul de temperatură și gradientul de densitate între axa termică și zona de contact, deci cu atît procesul de convecție este mai intens.

Așadar, procesul de convecție este cu atît mai mare, cu cît grosimea pereților piesei este mai mare, și cu cît viteza de răcire la suprafața de contact va fi mai mare.

Apariția transferului de fază lichidă datorită convecției, cauzat de gradientul de temperatură și de densitate pe secțiunea peretelui, piesei, determină uniformizarea fazei lichide contribuind treptat la micșorarea acestor gradiente.

Al doilea tip de transfer de fază lichidă în peretele pieselor în curs de solidificare are loc printre cristalele din zona bifazică. Transferul de fază lichidă în zona bifazică determină filtrarea acestuia în vederea compensării retasurilor care apar între cristalite și anume a *microretasurilor*. Acest tip de transfer de masă stă la baza obținerii unor pereți compacți ai pieselor turnate; așadar faza lichidă în cursul procesului de solidificare se deplasează de la axa termică spre periferia peretelui piesei.

Scanned with OKEN Scanner

Cantitatea de pori (microretasuri) care s-ar forma în cazul cînd nu ar avea loc acest transfer de fază lichidă ar atinge valoarea de 10%, în piesele reale însă nu se constată niciodată prezența unei porozități de 10%.

Zona bifazică în care are loc transferul de fază lichidă depinde de intervalul de solidificare și de intensificarea cedării căldurii, adică de viteza de răcire.

Cu cît este mai mare viteza de răcire, cu atît este mai mare gradientul de temperatură și deci cu atît este mai mică distanța dintre izotermele lichidus și solidus și ca urmare cu atît este mai îngustă zona bifazică.

Pentru compensarea completă a contracției în etapa a *III*-a a solidificării, faza lichidă din zona centrală a peretelui trebuie să se deplaseze în toate punctele din zona bifazică, inclusiv și la cele unde cristalizarea se termină și temperatura atinge temperatura solidus. La suprafața de contact între zona bifazică și crusta solidificată distanța dintre cristalele solide este foarte mică și pentru filtrarea fazei lichide în aceste spații, pentru compensarea contracției este necesară să fie învinsă o rezistență hidraulică mare.

Forța gravitațională a coloanei de aliaj lichid nu poate fi considerată drept singura cauză care să determine filtrarea fazei lichide în zona bifazică, întrucît această presiune este neînsemnată, mai ales atunci cînd se iau în considerare părțile superioare din peretele piesei turnate, deci trebuie să existe forțe suplimentare care să determine acest transfer de fază lichidă de la axa termică spre zonele periferice.

S-a arătat că în etapa a *III*-a de solidificare are loc un proces de segregație zonală. Zona macrostructurală *II*, care se formează în etapa a treia de solidificare, se caracterizează printr-un conținut mai scăzut al elementelor care segregă, în timp ce zona macrostructurală *III* din apropierea axei termice, zona exprimată prin raportul $\left[\frac{\delta}{X}\right]_{\substack{s.p.\\c.ech.}}$, din contră se caracterizează printr-un conținut mai ridicat al elementelor segregate. Procesul de segregare impune o deplasare a fazei lichide. S-a căutat ca fenomenul de segregare să fie explicat prin difuzia elementelor, sub acțiunea gradientului lor de concentrație.

Datele experimentale arată că procesul de difuzie nu poate juca un rol important în ceea ce privește transferul elementelor de segregare în anumite zone ale peretelui piesei turnate. Așadar, trebuie să existe anumite forțe care determină transferul de fază lichidă din zonele centrale ale peretelui piesei turnate înspre zona bifazică, transferul fazei lichide curate, în vederea compensării porozității cauzate de contracție și în același timp, forțe care să fie suficient de mari pentru evacuarea din spațiile interdendritice și dintre spațiile intergranulare, a fazei lichide îmbogățite în elemente segregate și expulzarea acesteia spre axa termică a peretelui piesei turnate. Cu alte cuvinte în etapa a *III*-a și de începutul etapei a *IV*-a a procesului de solidificare, pînă aproape la sfîrșitul perioadei de creștere a cristalitelor columnare (sau mai precis pînă în momentul formării zonei macrostructurale *II*) în zona bifazică are loc o deplasare (un transfer) de fază lichidă și anume în două direcții — primul mod, transferul fazei lichide curate de compoziție chimică inițială a aliajului de la axa termică spre frontul de solidificare, al

doilea transfer de fază lichidă, din zona bifazică de la suprafața de contact a aliajului cu crusta solidificată din spațiile intergranulare și interdendritice, în sens contrar spre axa termică și în acest caz are loc transferul fazei lichide, bogate în elemente de segregare.

6.2. MECANISMUL TRANSFERULUI DE FAZĂ LICHIDĂ SUB ACȚIUNEA FORȚELOR CAPILARE

Pentru explicarea acestui mecanism se ia în considerare schema unei zone bifazice sub forma unui spațiu cu cristalite conice înconjurate de fază lichidă (fig. 6.1).

După cum rezultă din figura 6.1 s-a considerat că, la vîrful cristalitelor conice și în jurul acestor cristalite, există fază lichidă corespunzătoare compoziției medii a aliajului, care conține în cazul concret dat, cupru conform diagramei de echilibru din figura 6.2.

S-a presupus că la baza cristalitelor în punctele *2* este concentrată faza lichidă cu un conținut maxim de Cu (C_{max} corespunzător punctului de pe curba lichidus în momentul terminării solidificării (fig. 6.1).

Valoarea C_{max} pentru aliajul cu 95% Al și 5% Cu este arătată în figura 6.2.

S-a adoptat un model simplificat în condițiile în care cristalitele solide nu sînt ramificate și au forma dendritică de simple conuri. În concordanță cu legea a II-a a lui *Fick*, viteza de difuzie a procesului este :

$$\frac{\partial C}{dt} = \frac{\partial}{\partial X}\left(D\frac{\partial C}{\partial X}\right). \qquad (6.1)$$

Dacă se consideră că coeficientul de difuzie D nu depinde de concentrația elementului care difuzează, atunci relația (6.1) ia forma :

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D\frac{\partial^2 C}{\partial x^2}. \qquad (6.2)$$

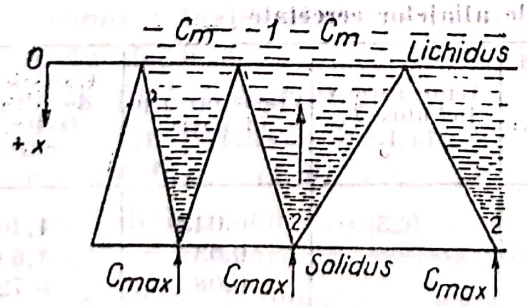


Fig. 6.1. Schema pentru calculul duratei de difuzie a elementelor de segregare din zona bifazică spre axa termică a peretelui piesei turnate.

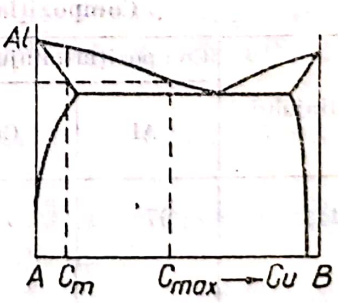


Fig. 6.2. Schema pentru determinarea conținutului maxim de cupru în aliajul lichid pînă în momentul terminării cristalizării aliajului 95% Al și 5% Cu.

Conform condițiilor date, gradientul de convecție al cuprului pe lățimea zonei bifazice este :

$$C_1 = C_{max} - C_{med}. \tag{6.3}$$

Ținînd seama de relația (6.3) și rezolvînd relația (6.2) prin utilizarea integralei lui *Gauss*, rezultă :

$$Cx = C_1 \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^z e^{-z^2} dz, \tag{6.3}$$

sau :

$$Cx = C_1 \, erf\left(\frac{x}{\sqrt{4Dt}}\right), \tag{6.4}$$

$$z = \frac{x}{\sqrt{4Dt}}. \tag{6.5}$$

în care Cx este concentrația de cupru în punctele $x > 0$; distanța x se ia în considerare de la baza conului (la momentul $t = 0$ întreaga cantitate de fază lichidă $C_{(0,x)} = C_{med}$).

z — indicele care arată gradul exponențial al integralei lui Gauss.

Pentru rezolvarea numerică a problemei pusă este necesar să se cunoască coeficientul de difuzie D. Acest coeficient se determină cu ajutorul formulei *Stokes-Einstein* :

$$D = \frac{RT}{N} \cdot \frac{1}{6\pi\eta r}, \tag{6.6}$$

în care : R este constanta universală a gazelor ($R = 84{,}8$ kg·cm/K·mol) ;
T — temperatura absolută a mediului, în K ;
N — numărul lui *Avogadro* ($N = 6{,}02 \cdot 10^{23}$ 1/mol) ;
η — viscozitatea aliajului în care are loc procesul de difuzie ;
r — raza atomică a elementului în curs de difuzie, ($r = 1{,}2 \cdot 10^{-10}$ cm).

Valoarea viscozității aliajelor η este luată din diferite date de literatură și pentru calculul coeficientului D pe baza relației (6.6) s-a luat valoarea cea mai mare a viscozității ceea ce determină creșterea lui D, micșorează durata t, necesară procesului de difuzie și de transfer a cuprului.

Datele privind coeficienții de difuzie sînt prezentate în tabelul 6.1.

Tabelul 6.1

Compoziția și caracteristicile aliajelor cercetate

Nr. aliajului	Compoziția aliajului, în % de masă			Temperatura lichidus T_4, în K	Viscozitatea μ, în poise	Coeficientul de difuzie, $D \cdot 10^5$, în cm²/s
	Al	Cu	Cu din analiza chimică			
1	97	3	2,98	923	0,043 0,037 0,083	1,40 1,64 0,72
2	94,3	5,7	5,61	913	0,047 0,040 0,085	1,22 1,42 0,67
3	90	10	10,2	873	0,043 0,037 0,070	1,35 1,59 0,84

Scanned with OKEN Scanner

Rezultatele calculelor cu ajutorul formulei (6.4) sînt prezentate în tabelul 6.2.

Din tabelul 6.2 rezultă că perioada necesară pentru obținerea unei segregații a cuprului în axa termică a peretelui piesei este de 260...1 400 ore, adică cu mult mai mare decît durata întregului proces de solidificare. Cu alte cuvinte procesele de difuzie sînt cu mult mai lente decît procesul de înaintare a frontului de solidificare.

Tabelul 6.2

Timpul necesar pentru difuzia în vederea segregării zonale a cuprului

Aliajul	Concentrația maximă a cuprului determinată experimental, C_{xp}	Conținutul maxim de cupru după diagrama de echilibru, C_{max}	Conținutul mediu de cupru în aliaj, C_m, în %	Diferența de calcul între conținutul de cupru maxim și mediu după diagrama de echilibru, $C_1 = C_{max} - C_m$, %	Grosimea zonei bifazice determinată experimental, în cm	Raportul dintre conținutul real și maxim calculat, de cupru, $\frac{Ct}{C_1}$	Coeficientul de difuzie, $D \cdot 10^5$, în cm²/s	Timpul de difuzie (t) necesar pentru obținerea concentrației necesare de cupru, în ore
1	4,9	20	2,98	17,02	15,5	0,29	1,64	1 400
2	6,98	33	5,61	27,39	11,5	0,255	1,42	1 040
3	13,4	33	10,2	22,8	12,5	0,575	1,59	260

În mod practic în cazul experiențelor date, curba izosolidus străbate distanța δ în cîteva minute.

Ținînd seama de dimensiunile obișnuite a pieselor turnate, viteza de deplasare a zonei bifazice în etapa a *III*-a de solidificare este $10^3...10^5$ ori mai mare decît viteza de difuzie a elementelor.

Această comparație dintre viteza de difuzie a elementelor și viteza de deplasare a frontului de solidificare arată că transferul de fază lichidă în interiorul zonei bifazice care pe de o parte compensează contracția iar pe de altă parte deplasează elementele de segregare, este cauzat de alte forțe și anume de *forțele capilare*.

Așadar, în perioada de solidificare în zona bifazică trebuie să existe un transfer de fază lichidă continuu în două direcții:

— faza lichidă cu compoziția medie se deplasează de la axa termică spre frontul de cristalizare în vederea compensării contracției;

— faza lichidă bogată în elemente de segregare trebuie să fie evacuată de la frontul de solidificare și deplasată spre axa termică.

Creșterea cristalelor solide în zona bifazică trebuie să aibă loc în condițiile unui proces continuu de spălare a suprafeței lor de către lichidul în circulație.

Desigur că acest transfer de fază lichidă în zona bifazică nu are loc cu aceeași intensitate în toate zonele sau în toate straturile peretelui piesei turnate.

Scanned with OKEN Scanner

6.3. TRANSFERUL DE FAZĂ LICHIDĂ ÎN INTERIORUL ZONEI BIFAZICE

Acest transfer poate fi explicat dacă se iau în considerare forțele capilare și dacă zona bifazică este considerată ca avînd proprietățile unui corp poros cu multe capilare în care spațiile libere sînt umplute cu aliaj lichid.

Dimensiunile porilor, precum și canalele de legătură dintre acești pori sînt foarte diferite. În prima aproximație modelul corpului poros capilar al zonei bifazice poate fi construit pornind de la o serie de ipoteze, cum ar fi aceea că, spațiile care se găsesc între cristalele în curs de creștere sînt umplute cu lichid, sînt foarte mici la suprafața de contact cu crusta solidificată și sînt mult mai mari la suprafața de contact cu zona de fază lichidă. În contact cu crusta solidificată stratul de aliaj are temperatura ce tinde $\theta \to \theta_s$, și peste 99% din volumul acestor spații este ocupat cu metal solid și mai puțin de 1% reprezintă porii umpluți cu fază lichidă, sau chiar nu există deloc.

Din contră, suprafața de contact cu zona lichidă, adică la limita curbei izolichidus determinată de izoterma $\theta = \theta_s$, cristalele solide încă nu au început să crească și în această zonă predomină volumul de fază lichidă. Scheletul de fază solidă din zona bifazică care corespunde modelului corpului capilar poros apare în straturile mai adînci ale zonei bifazice de trecere și el se formează atunci cînd există în această zonă 30...40% cristale solide.

Cu toate acestea chiar și în cazul acestui schelet 60...70% din volumul întreg este ocupat cu pori umpluți cu fază lichidă. Așadar, indiferent de varietatea mare a dimensiunilor canalelor și a porilor acestia se micșorează (dimensiunile acestora se micșorează de la axa termică a piesei turnate spre periferie) de la curba izosolidus spre curba izolichidus.

În figura 6.1 s-a dat un model simplificat al corpului poros, însă în realitate, canalele pot fi mult mai complicate, suprafața de contact mult mai mare ca în figura 6.3 unde se dă un model al zonei bifazice în care se acceptă și prezența unor fante (spații) care sînt capabile să lege un canal cu altul.

În etapa a *III*-a de solidificare a peretelui piesei turnate, zona bifazică care este prezentată în figura 6.1 reprezintă de fapt un corp capilar poros și se găsește în contactul direct cu o zonă de aliaj lichid în apropierea curbei izosolidus, aliaj lichid care conține pînă la 8% fază solidă și deci își păstrează proprietățile de curgere (fluiditatea). Desigur că deplasarea fazei lichide de la axa termică a piesei turnate în zona bifazică precum și deplasarea fazei lichide de la curba lichidus la curba izosolidus are loc în condițiile unei anumite măriri a presiunii capilare. Trebuie avut în vedere că compozițiile chimice ale fazelor lichide care umplu porii corpului capilar poros și compoziția chimică a fazei lichide care se găsește în zona centrală a peretelui piesei nu sînt identice. Faza lichidă care vine în contact cu cristalitele care se găsesc în zona bifazică este bogată în elemente de segregare, elemente care în perioada de cristalizare se dizolvă mai greu în faza solidă și mai ușor în faza lichidă. Compoziția acestei faze lichide se deosebește mult de compoziția suprafeței cristalelor în curs

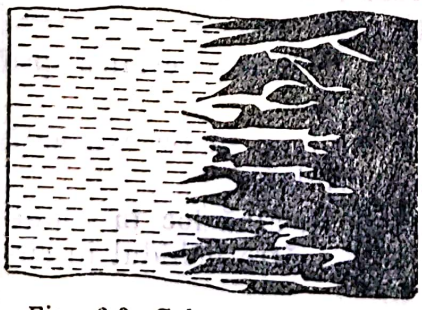


Fig. 6.3. Schema canalelor capilare în zona bifazică în curs de solidificare.

de creştere. Această diferenţă poate fi dată cu ajutorul diagramei de echilibru a aliajelor (fig. 4.45, valorile C_s^B şi C_l^B).

Faza lichidă care se găseşte în axa termică corespunde compoziţiei medii a aliajului (C_{med}^B) şi se deosebeşte mai puţin de compoziţia cristalelor în creştere.

Aşadar, în cazul considerat al zonei bifazice avem de-a face cu un sistem constituit din trei componente :

— lichid bogat în elemente de segregare ;

— lichid corespunzător compoziţiei medii a aliajului (este vorba de fază nouă) ;

— cristalite solide care conţin mai puţine elemente de aliere.

Se ştie că cristalul solid, de regulă, posedă o tensiune interfazică foarte scăzută, la limita cu aliajul propriu (din care provine) şi că tensiunea interfazică se măreşte odată cu dizolvarea în una din aceste faze a unui element, de exemplu : tensiunea interfazică la limita solid-lichid în cazul staniului este de circa $17 \cdot 10^{-3}$ N/m, iar în cazul plumbului de $3 \cdot 10^{-3}$ N/m.

Compoziţia chimică a fazei lichide din axa termică este mai apropiată de compoziţia chimică a cristalitelor solide în comparaţie cu faza lichidă concentrată între ramurile dendritelor din zona bifazică. De aceea tensiunea interfazică la limita fază lichidă iniţială şi cristal σ_{s-1l} va fi mai mică decît tensiunea interfazică la limita dintre cristale şi lichidul îmbogăţit în elemente de segregare σ_{s-2l}. De aici rezultă că, capacitatea de umectare a suprafeţelor exterioare ale cristalitelor în curs de creştere, de către faza iniţială ($\cos \theta_1$) trebuie să fie mai mare decît capacitatea de umectare a aceloraşi suprafeţe de către lichidul îmbogăţit în elemente de segregaţie existent în porii corpului capilar poros ($\cos \theta_2$). Deci condiţiile de mişcare a fazei lichide în corpul capilar poros sînt determinate de presiunea capilară (p_c).

Presiunea capilară, care determină deplasarea fazei lichide iniţiale în capilarele zonei bifazice şi care determină expulzarea fazei lichide bogate în elemente de segregare între cristalite, va fi :

$$p_c = \frac{2\sigma}{r} (\cos \theta_1 - \cos \theta_2), \tag{6.7}$$

în care σ este tensiunea superficială a lichidelor *1l* şi *2l* care practic sînt egale între ele.

Ţinînd seamă că $\cos \theta_1 > \cos \theta_2$, (6.8)

rezultă :

$$p_c = \frac{2\sigma}{r} (\cos \theta_1 - \cos \theta_2) > 0 \tag{6.9}$$

şi

$$\sigma_{s-2l} - \sigma_{s-1l} > 0. \tag{6.10}$$

Presiunea capilară (p_c) se măreşte odată cu micşorarea razei porilor şi a canalelor capilare din zona bifazică. Cînd $r \to 0$, presiunea capilară $p_c \to \infty$ (rel. 6.7).

În cazul unei diferenţe mari între valorile lui $\cos \theta_1$ şi $\cos \theta_2$ presiunea capilară determină deplasarea fazei lichide cu compoziţia iniţială în pori şi

Scanned with OKEN Scanner

în canalele corpului capilar poros pe de o parte și pe de altă parte eliminarea din acest corp a lichidului care umectează slab suprafața cristalitelor în curs de creștere, adică a fazei lichide îmbogățite în elemente de segregare.

O astfel de deplasare a fazei lichide cu compoziția inițială spre periferia piesei turnate pe de o parte și eliminarea fazei lichide conținute în spațiile intercristaline este cu atît mai intensă cu cît este mai mare diferența dintre compoziția acestor faze lichide și cu cît este mai mare diferența valorilor tensiunilor superficiale la suprafața de contact a fiecărei faze lichide cu cristalul solid și în sfîrșit cu cît este mai mic canalul capilar. Diferența compozițiilor a două lichide se mărește cu atît mai mult cu cît este mai mare segmentul orizontal care unește, la o temperatură dată, curba lichidus și curba solidus.

În figura 6.4 sînt date două diagrame de echilibru cu intervale de solidificare diferite. În figura 6.4, *a* se vede că distanța $a'-b'$ a segmentului este cu mult mai mare decît $a''-b''$ (fig. 6.4, *b*). Este de așteptat ca lichidul $C_l^{B'}$ să fie eliminat de faza lichidă cu compoziția inițială în cazul aliajului *1* mai repede decît de faza lichidă $C_l^{B''}$ din cazul aliajului *2*.

Diferența în ceea ce privește mărimea segmentelor orizontale arătate în diagramele de echilibru și diferența între variația tensiunii superficiale de la suprafața cristalului în curs de creștere pot să explice de ce unele elemente conținute în aliaj segregă într-o mai mare măsură decît altele. Astfel de exemplu în oțel segregarea carbonului, sulfului, fosforului se manifestă într-o mai mare măsură decît segregarea siliciului, manganului (practic inexistentă). Aceasta corespunde valorilor mari ale segmentelor orizontale pe diagramele de echilibru Fe—P, Fe—S și Fe—C și a dimensiunilor mici în cazul diagramelor Fe—Mn și Fe—Si. Se înțelege că pe baza mărimilor acestor segmente pe diagrama de echilibru a aliajelor binare ale fierului cu fiecare din elementele luate în considerare se poate aprecia doar aproximativ procesul de segregare întrucît în realitate avem de a face cu diagrame pluricomponente (de exemplu Fe—C—Si—Mn—S—P). Filtrarea fazei lichide create (mumă) în zona bifazică și eliminarea din aceasta a fazei lichide bogată în elemente de segregare poate să aibă loc în două moduri:

— în macrocapilare are loc o deplasare a fazei lichide care umectează suprafața cristalitelor, deplasare spre interiorul zonei bifazice și eliminarea (evacuarea) fazei lichide cu o capacitate mai mică de umectare, eliminare care are loc în zona centrală a canalului și expulzarea acesteia în pori mai mari în direcția axei termice a peretelui piesei turnate;

— al doilea mod de transfer a fazei lichide poate să constea în filtrarea fazei lichide pure în microcapilare în care caz forțele capilare își manifestă în cea mai mare măsură presiunea și eliminarea fazei lichide cu capacitate de umectare mai scăzută, bogată în elemente de segregare în macroporii învecinați și de aici prin canalele capilare mari (macrocapilare) înspre zona centrală a piesei turnate.

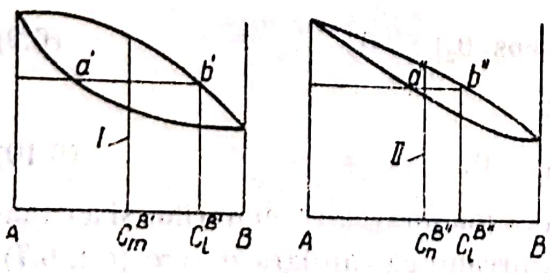


Fig. 6.4. Aliaje cu intervale diferite de solidificare și cu grade diferite de segregare.

Importante însă sînt influența și interacțiunea dintre forța capilară p_c și raza canalelor capilare (r) pe de o parte și circulația fazei lichide pe de

altă parte. Această fază lichidă se infiltrează în cele mai mici și mai înguste spații care se găsesc între cristalele în curs de creștere, bineînțeles dacă căile de acces nu sînt opturate. Numai așa se poate explica că zona din peretele piesei turnate cristalizate în etapa a *III*-a a procesului de solidificare se obține compactă și nu are pori.

Forța capilară are cea mai mare influență asupra dezvoltării segregației zonale în timp ce forța gravitațională (presiunea metalostatică) are o influență secundară.

Pe de o parte ea este insuficientă pentru filtrarea fazei lichide în canalele capilare înguste în partea exterioară a zonei bifazice, iar pe de altă parte ea este relativ mică pentru a frîna pătrunderea fazei lichide bogate în elemente de segregare spre axa termică a peretelui piesei turnate. Așadar, forța gravitațională are o influență secundară întrucît pe de o parte nu poate să determine filtrarea (pătrunderea) fazei lichide în capilarele înguste dinspre curba izosolidus a zonei bifazice, iar pe de altă parte este mult prea mică pentru a se opune pătrunderii fazei lichide bogate în elemente de segregare înspre axa termică a peretelui piesei turnate.

Uneori se consideră că transferul fazei lichide în zona bifazică este cauzat de apariția porilor sau microcavităților cu depresiune care apar în această zonă ca urmare a micșorării volumului aliajului lichid în timpul solidificării. Acest lucru nu poate fi luat în considerare întrucît în aceste microretasuri totdeauna se degajă o cantitate suficient de mare de hidrogen și azot în toate aliajele și ca urmare deplasarea fazei lichide ca urmare a procesului de vidare este aproape imposibilă.

Procesul de transfer de masă prin filtrare, adică de curgere a fazei lichide prin capilare poate să aibă loc sub acțiunea a trei tipuri de forțe :

— *primul tip de forță* îl reprezintă gradientul de presiune

$$\Delta p_1 = p_{ext} - p_T. \tag{6.11}$$

Gradientul de presiune este diferența care apare între presiunea exterioară p_{ext} exercitată de coloana de lichid și presiunea gazelor din pori sau microretasuri (p_p). Microretasurile se găsesc între ramurile dendritelor și apar ca urmare a proceselor de contracție în timpul solidificării. În aceste microretasuri se pot degaja cantități de hidrogen și alte gaze și deci presiunea va fi egală cu suma presiunilor parțiale a gazelor.

În procesul de contracție apare o depresiune, ceea ce determină micșorarea lui p_p și apariția unui proces de aspirație a fazei lichide ;

— *a doua forță* o reprezintă presiunea de filtrare cauzată de greutatea coloanei de metal și aceasta în cazul capilarelor verticale :

$$\Delta p_2 = \rho H. \tag{6.12}$$

Dacă canalele capilare sînt orizontale atunci, presiunea metalostatică îndeplinește rolul de forță care pune în acțiune procesul de filtrare și aceasta în acel caz în care o parte a canalului capilar este deschisă iar cealaltă închisă ;

— *a treia forță* o reprezintă forța de umectare la suprafața canalelor capilare (Δp_3).

Scanned with OKEN Scanner

Aliajul lichid umectează cel mai bine suprafaţa cristalelor proprii, de aceea sub acţiunea forţelor create de tensiunea interfazică σ_{s-l} are loc deplasarea aliajului nesegregat în canalele capilare între ramurile dendritelor. Această presiune poate fi calculată aproximativ cu ajutorul relaţiei lui *Laplace* :

$$\Delta p_3 \simeq \frac{2\sigma_{s-l}}{r} . \tag{6.13}$$

Pentru calculele practice pot fi utilizate următoarele formule :

— pentru determinarea presiunii capilare :

$$p_c = \frac{2\sigma_{l-s} \cos \theta}{r}; \tag{6.14}$$

— pentru determinarea înălţimii la care se ridică faza lichidă în canalul capilar vertical :

$$H = \frac{2\sigma_{l-s} \cos \theta}{rg\rho}; \tag{6.15}$$

— pentru viteza de deplasare a fazei lichide în canalul orizontal :

$$w^2 = \frac{L \cdot \sigma_{l-s} \cos \theta}{\sigma\eta} t; \tag{6.16}$$

— pentru determinarea forţei de adeziune dintre lichid şi solid :

$$F_a = \sigma_{l-s}(1 + \cos \theta), \tag{6.17}$$

în care : σ_{l-s} este tensiunea superficială la limita lichid-solid ;

θ — unghiul de umectare a cristalului solid de către faza lichidă ;

r — raza canalului capilar ;

L — lungimea canalului capilar ;

η — viscozitatea fazei lichide ;

g — acceleraţia gravitaţională ;

t — timpul ;

σ — tensiunea superficială.

Schema scurgerii fazei lichide în canalele capilare în funcţie de tendinţa de umectare a fazei lichide faţă de peretele capilar, este arătată în figura 6.5.

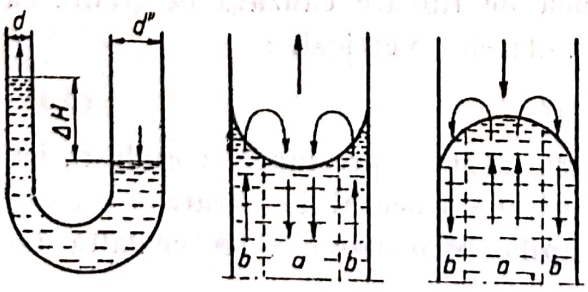


Fig. 6.5. Influenţa umectibilităţii asupra gradului de curgere a fazei lichide prin capilare.

Din punct de vedere al transferului de masă, zona bifazică din peretele piesei turnate poate fi considerată ca un corp poros, iar faza finală a procesului de solidificare ca un corp capilar poros. Ca urmare în corpul poros pot avea loc două tipuri de transfer de masă : transferul hidrodinamic care se desfăşoară la distanţe mari între ramurile dendritelor şi transferul prin filtrare care se realizează la distanţe mici între ramurile dendritelor.

Scanned with OKEN Scanner

Transferul de masă hidrodinamic are loc sub influența gradientului de presiune (Δp) în timp ce procesul de filtrare are loc în capilare cu dimensiuni mici în zonele apropiate de izosolidus și se desfășoară sub acțiunea forțelor capilare.

Viteza medie de deplasare a fazei lichide în capilare în cazul transferului de masă hidrodinamic are loc conform relației lui *Poisseille* :

$$v = -\frac{r^2}{8\eta} \cdot \frac{\partial p}{\partial x} \simeq -\frac{r^2}{8\eta} \frac{\Delta p}{L}, \qquad (6.18)$$

în care : r este raza capilarului ;
η — viscozitatea aliajului lichid ;
$\frac{\partial p}{\partial x}$ — gradientul de presiune pe lungimea capilarului ;
L — lungimea capilarului ;
Δp — gradientul de presiune pe lungimea capilarului.

6.4. MECANICA PROCESULUI DE FILTRARE A ALIAJULUI ÎN PERIOADA SOLIDIFICĂRII

Prin *filtrare* se înțelege deplasarea fazei lichide față de cristalitele formate în vederea compensării contracției în anumite microvolume. În cele mai multe cazuri cristalitele au o structură dendritică și în aceste cazuri are loc o deplasare a fazei lichide cu elemente de segregare (a segregațiilor) între diferitele dendrite și între ramurile dendritelor. În funcție de modul cum s-a format structura, în funcție de morfologia solidificării, durata și intensitatea procesului de filtrare pot să varieze în limite largi.

În cazul solidificării dirijate a aliajului, adică în cazul apariției zonei macrostructurale de tip *II* cu cristalite dendritice unilateral dezvoltate, procesul de filtrare reprezintă de fapt singurul mecanism de deplasare a aliajului în vederea compensării contracției de solidificare, întrucît mecanismul deplasării aliajului de tip suspensie în cazul capilarelor este imposibil.

Deplasarea aliajului sub formă de suspensie și cu atît mai mult sub formă granulară solid-lichidă este posibilă numai în cazul zonelor cu cristalite echiaxiale, adică în cazul morfologiei de solidificare endogenă. În cazul solidificării exogene cristalitele unidirecțional crescute cu lungime mare sînt puternic legate de crusta solidificată și cu greu pot fi deplasate odată cu faza lichidă sub acțiunea gradientelor de presiune.

În anumite condiții concrete, cristalitele pot mai întîi să se deformeze, așa cum se întîmplă în cazul turnării centrifuge a pieselor, cînd direcția de creștere a cristalitelor nu coincide cu axa fluxului de căldură. În al doilea rînd cristalitele care au o rezistență insuficientă în secțiune transversală se pot rupe și să servească drept germeni pentru cristalitele noi formate, de obicei neorientate.

Însă procesul de filtrare are o importanță diferită pentru diferitele tipuri morfologice de solidificare.

Astfel, de exemplu, în cazul unor fronturi de solidificare cu suprafața plană procesul de filtrare (alimentare) practic lipsește, iar pentru compensarea contracției de solidificare este suficientă deplasarea liberă a fazei li-

Scanned with OKEN Scanner

chide. În cazul acesta deplasarea fazei lichide are loc pe întreaga secțiune a peretelui piesei turnate și de aceea, în cazul unui front de solidificare plană se obține cea mai compactă structură a pereților piesei.

În cazul *frontului de solidificare celular* în intrîndurile înguste dintre cristalite capătă importanță deosebită tocmai în procesul de filtrare. În acest caz nu întotdeauna procesul de alimentare este suficient și astfel că în zonele bifazice apar *microretasuri*. De aceea frontul de solidificare celular are o compactitate mai mică în comparație cu frontul de solidificare plan și această diferență este cu atît mai mare cu cît grosimea zonei bifazice a frontului celular de solidificare este mai mare.

Odată cu trecerea de la tipul frontului de solidificare celular la *frontul de solidificare dendritic* crește, într-o mai mare măsură, rezistența hidraulică față de procesul de filtrare ca urmare a creșterii numărului de ramuri a dendritelor și a suprafeței totale a acestora.

În multe cazuri ramurile dendritelor se împletesc între ele și canalele prin care curge faza lichidă segregată capătă o formă foarte neregulată. Desigur că procesul de filtrare în acest caz este foarte complex și alimentarea cu fază lichidă prin procesul de filtrare este neînsemnat și nu întotdeauna asigură compensarea contracției la solidificare. Deci în cazul solidificării dendritice se poate aștepta la un volum și mai mare de microretasuri decît în cazul tipurilor de solidificare precedente (plane, celulare). În cazul *solidificării endogene* cu *cristalite echiaxiale* procesul de filtrare reprezintă un rol secundar și începe să capete importanță mare numai după încetarea alimentării cu suspensie. Această trecere are loc atunci cînd rigiditatea structurală a suspensiei crește, astfel încît tensiunile inițiale de deformare a aliajului depășesc tensiunile reale create de diferența de presiune în peretele piesei turnate. Momentul trecerii de la alimentarea cu suspensie la alimentarea de tip filtrare sau momentul de trecere de la deplasarea suspensiilor la deplasarea fazei lichide prin filtrare depinde de dimensiunile cristalitelor orientate haotic și în cazul structurii macrogranulare procesul de filtrare va avea o importanță mai mare, va acționa mai mult timp și va începe la o proporție mai mică de fază solidă în suspensie decît în cazul structurilor microgranulare. Aceasta se explică prin aceea că în cazul cristalitelor mari proprietățile de suspensie se pierd mai repede. Indiferent de morfologia solidificării (orientată sau neorientată) procesul de filtrare poate fi considerat ca fiind continuu și destinat compensării contracției de solidificare.

În cazul cînd procesul de filtrare nu este continuu, în aliajul solid pot să apară microretasuri care pot fi de două tipuri: tranzitive și izolate.

Microretasurile tranzitive sau porozitatea tranzitivă apar ca urmare a evacuării fazei lichide necesare pentru compensarea contracției din anumite zone în alte zone solidificate mai înainte.

Microretasurile izolate sau porozitatea izolată apar ca rezultat al imposibilității compensării contracției de solidificare ca urmare a insuficienței debitului de fază lichidă în cursul procesului de filtrare. În anumite microvolume, apar astfel de microstructuri izolate.

Microretasurile tranzitive care comunică între ele apar în cazul fragmentării canalelor prin care se filtrează faza lichidă.

Suprafața ocupată de zona compactă lipsită de porozitate tranzitivă și izolată este determinată pornind de la condiția egalizării vitezei de filtrare cu a vitezei de contracție a aliajului.

Scanned with OKEN Scanner

Mărimea vitezei de filtrare poate fi determinată cu ajutorul gradientului de presiune existent în acel moment în peretele piesei turnate. Gradientul de presiune reprezintă suma următoarelor presiuni :

$$\Delta p = p_e + p_r + p_c + p_{cv} + p_g, \tag{6.19}$$

în care : p_e este presiunea exterioară (atmosferică, provocată de gaze, piston, presiunea metalostatică ș.a.m.d.) ;

p_r — presiunea determinată de rezistența volumică a soluției segregate în timpul contracției volumice ;

p_c — presiunea capilară determinată de influența tensiunii superficiale ;

p_{cv} — presiunea determinată de efectul de transfer de masă convecție și termodinamic ;

p_g — presiunea internă a gazului sau depresiunea în microcavitățile formate ca urmare a contracției, în care s-au degajat gaze.

Presiunile amintite pot să acționeze în diferite sensuri favorizînd sau frînînd procesul de filtrare. Presiunea exterioară și presiunea cauzată de faza lichidă cuprinsă în aceste microvolume la contracție sînt întotdeauna pozitive. Presiunea cauzată de transferul convectiv și termodinamic se opune filtrării și deci sînt negative. Presiunea capilară și presiunea interioară cauzată de gaze pot să aibă efect pozitiv sau negativ.

Efectul pozitiv al presiunii capilare este cauzat de starea suprafeței cristalitelor în creștere dinspre faza lichidă bogată în elemente segregate iar efectul pozitiv al presiunii interioare (gaze) indică o depresiune care apare în microcavitățile de contracție și deci indică o absență de degajare a gazelor.

Sub acțiunea gradientului de presiune are loc o curgere laminară a lichidului pe canalele capilare.

Pentru filtrarea laminară este valabilă legea lui *Darcy* care stabilește o dependență între viteza de filtrare și gradientul de presiune :

$$V_f = K_p \frac{\Delta p}{\eta \cdot l}; \tag{6.20}$$

în care : V_f este viteza de filtrare ;

η — coeficientul viscozității dinamice ;

l — lungimea zonei de filtrare ;

K_p — coeficient de permeabilitate.

Continuitatea procesului de filtrare este asigurată în condițiile în care viteza de filtrare este egală cu viteza de contracție ($V_f = V_c$).

În bilanțul total al contracției aliajului în zona bifazică predomină acea parte a contracției (peste 90%) care este cauzată de micșorarea volumului aliajului în timpul solidificării prin trecerea de la starea lichidă la starea solidă.

Din acest motiv viteza de contracție se exprimă prin consumul de fază lichidă nesolidificată, raportată la o anumită suprafață transversală. Pentru unitatea de suprafață transversală ($f_s = 1$) viteza de contracție este egală cu consumul de fază lichidă, la rîndul său viteza de contracție poate să fie considerată proporțională cu viteza de solidificare :

$$V_c = \alpha_v \cdot m \cdot V_s, \tag{6.21}$$

Scanned with OKEN Scanner

n care : V_s este viteza de solidificare ;
m — porozitatea relativă (raportul dintre volumul de fază lichidă față de volumul total al zonei bifazice din peretele piesei) ;
α_v — coeficient de contracție volumetrică la solidificarea aliajului.

Egalînd expresiile (6.20) și (6.21) se obține :

$$K_p \cdot \frac{\Delta p}{\eta l} = \alpha_v \cdot m V_s. \tag{6.22}$$

De aici se poate scoate valoarea lui l, adică lărgimea zonei în care are loc un proces continuu de filtrare sau lărgimea zonei compacte a peretelui piesei turnate (adică zona fără microretasuri) :

$$l = \frac{k_p \cdot \Delta p}{\eta \cdot \alpha_v \cdot m \cdot V_s}. \tag{6.23}$$

Gradientul de presiune Δp care acționează la un moment dat poate fi variat în limite largi. În cazul metodelor obișnuite de turnare Δp de obicei depășește cu puțin valoarea presiunii atmosferei, dar în cazul procedeelor speciale de turnare crește de zeci și sute de ori.

Presiunea capilară depinde de tensiunea superficială la limita lichid-cristalit și de raza canalului capilar prin care filtrează lichidul :

$$p_c = \frac{2\sigma}{r_c}, \tag{6.24}$$

în care : σ este tensiunea superficială ;
r_c — raza canalului capilar.

Presiunea capilară prezintă influență numai în cazul canalelor capilare mici adică în spațiile interdendritice și intradendritice.

Presiunea cauzată de contracția fazei lichide se determină de obicei greu. Într-un caz ideal această mărime poate fi considerată ca aproximativ egală cu rezistența volumică a lichidului. Rezistența mercurului în stare lichidă este de 2,45 daN/cm^2. Ținînd seama de rugozitatea canalelor, prezența fazei solide în cea lichidă, valoarea acestei presiuni de contracție poate să fie aproximată la nivelul rezistenței minime a aliajelor solide, adică de la 1 000... 100 daN/cm^2.

Presiunea de convecție și termodinamică frînează filtrarea. Această mărime este mică și este $\approx$0,2 daN/cm^2.

Coeficientul de permeabilitate depinde de suprafață. Mărimea relativă a suprafeței ocupată de faza lichidă poate fi determinată cu ajutorul diagramei de echilibru pentru anumite temperaturi date. Pentru o structură echiaxială din zona macrostructurală *III* dacă se consideră că, cristalitele au o formă sferică, atunci valoarea lui K_p, se determină cu ajutorul relației :

$$K_p = \frac{n^2 d^2}{48(l - m)}, \tag{6.25}$$

în care : d este diametrul cristalitului rotund ;
m — porozitatea relativă ($m = 0{,}259$) ;
n — distanța dintre grăunți ($n = 0{,}0931$).

Scanned with OKEN Scanner

Curgerea (deplasarea) aliajului lichid printre spațiile interdendritice. Pentru o estimare cantitativă a curgerii sau deplasării aliajului lichid se consideră un element de volum din figura 6.6, unde se prezintă în perspectivă ramurile dendritice între care există distanțe de 10...100 μm. Curgerea aliajului lichid printre asemenea canale mici se supune legii curgerii prin medii poroase, pe baza căreia se poate calcula viteza medie de curgere :

$$\bar{v} = -\frac{K}{\eta \cdot f_l}(\nabla P + \rho_l g), \qquad (6.25)$$

în care : K este o constantă ce ține seama de permeabilitatea mediului ;

P — presiunea ;

g — accelerația gravității ;

η — viscozitatea ;

f_l — fracția de volum lichid.

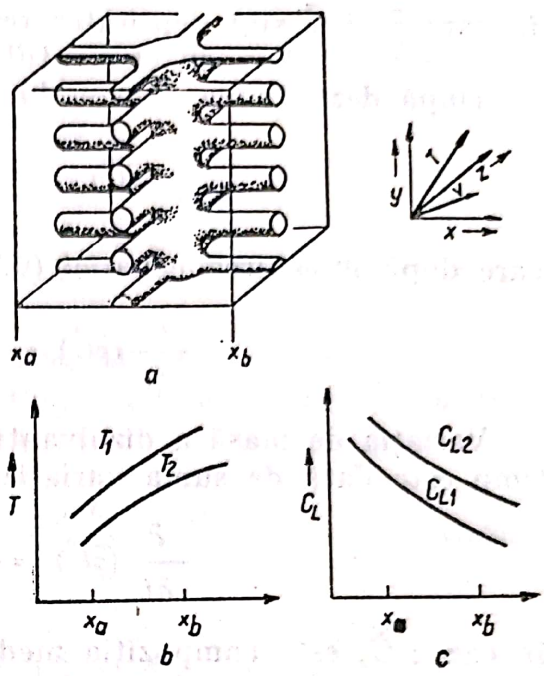


Fig. 6.6. Reprezentarea schematică a unui element de volum dintr-un aliaj binar în timpul solidificării la care izotermele se deplasează în direcția dată de vectorul ∇T *(a)* și variația temperaturii *(b)* și a compoziției *(c)* la două momente succesive în lungul axei.

Constanta K este o mărime care depinde de formă și de mărimea porilor, în cazul considerat, precum și de canalele care se formează între ramurile dendritice și depinde de fracția de volum de lichid nesolidificat f_l. Se calculează cu relația :

$$K = \gamma \cdot f_l^2,$$

în care γ este o mărime care ține seama de structura dendritelor și distanța dintre ramurile dendritice.

Avînd în vedere că procesul de solidificare decurge simultan cu procesul de curgere sau deplasare a aliajelor lichide, pe baza legii conservării masei, se poate scrie variația densității mediului $\bar{\rho}$ în timp, ca fiind :

$$\frac{\partial \bar{\rho}}{\partial t} = -\nabla \rho_l f_l \bar{v}. \qquad (6.27)$$

Densitatea medie $\bar{\rho}$ la timpul t se calculează cu relația :

$$\bar{\rho} = \rho_s f_s + \rho_l f_l, \qquad (6.28)$$

în care : ρ_s și ρ_l sînt densitățile fazei solide, respectiv lichide din elementul de volum ;

f_s și f_l — fracțiile de volum pentru fază solidă, respectiv lichidă din unitatea de volum.

Pe baza ecuației (6.27) se poate scrie legea conservării masei pentru elementul dizolvat în elementul de volum considerat în timpul solidificării :

$$\frac{\partial}{\partial t}(\bar{\rho}\bar{C}) = -\nabla \rho_l f_l C_l \bar{v}, \qquad (6.29)$$

Scanned with OKEN Scanner

în care $\bar{\rho}$ și $\bar{C}$ sînt densitatea respectiv, concentrația medie a dizolvantului în elementul de volum.

După dezvoltarea termenului drept al ecuației, 6.29 se obține

$$\frac{\partial}{\partial t}(\bar{\rho}\bar{C}) = -C_l \nabla \cdot \rho_l f_l \bar{v} - \rho_l f_l v \nabla C_l, \tag{6.30}$$

care după înlocuirea ecuației (6.27) ia forma :

$$\frac{\partial}{\partial t}(\bar{\rho}\bar{C}) = -C_l \frac{\partial \rho}{\partial t} - \rho_l f_l \bar{v} \nabla C_l. \tag{6.31}$$

Variația de masă a dizolvantului în elementul de volum pe unitatea de timp este dată de suma variației de masă în lichid și solid :

$$\frac{\partial}{\partial t}(\bar{\rho}\bar{C}) = \frac{\partial}{\partial t}(\bar{C}_s \rho_s f_s + C_l \rho_l f_l), \tag{6.32}$$

în care : $\bar{C}_s$ este compoziția medie locală a fazei solide ;

ρ_s — densitatea fazei solide ;

f_s — fracția de volum solidificată.

Considerînd că există echilibru între faza lichidă și cea solidă, caracterizat prin raportul de repartiție k_0 și că difuzia în faza solidă se poate neglija, iar densitatea ρ_s este constantă în timpul solidificării, se poate scrie că :

$$\frac{\partial}{\partial t}(\bar{C}_s \rho_s f_s) = k_0 C_l \rho_s \frac{\partial f_s}{\partial t}. \tag{6.33}$$

Știind că $f_s + f_l = 1$

și că : $$df_s = -df_l, \tag{6.34}$$

se obține după înlocuirea ecuațiilor 6.33 și 6.34 în 6.32 că :

$$\frac{\partial}{\partial t}(\bar{\rho}\bar{C}) = -k_0 C_l \rho_s \frac{\partial f_l}{\partial t} + \rho_l f_l \frac{\partial C_l}{\partial t} + C_l \frac{\partial (\rho_l f_l)}{\partial t}. \tag{6.35}$$

Similar cu ecuația 6.34 se poate scrie ecuația de variație a densității medii a elementului de volum :

$$\frac{\partial \bar{\rho}}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial t}(\rho_s f_s + \rho_l f_l). \tag{6.36}$$

Substituind ecuațiile 6.34, 6.35, 6.36 în 6.29 rezultă :

$$-k_0 C_l \rho_s \frac{\partial f_l}{\partial t} + \rho_l f_l \frac{\partial C_l}{\partial t} = -C_l \rho_l \frac{\partial f_l}{\partial t} - \rho_l f_l \bar{v} \nabla C_l \tag{6.37}$$

sau :

$$\frac{\partial C_l}{\partial t} = -\frac{1-k_0}{1-\beta} \frac{C_l}{f_l} \frac{\partial f_l}{\partial t} - \bar{v} \nabla C_l,$$

în care $\beta = \dfrac{\rho_s - \rho_l}{\rho_s}$.

Scanned with OKEN Scanner

Știind că temperatura T este funcție de x, y, z și t se poate scrie :

$$dT = dl \nabla T + \frac{\partial T}{\partial t} dt = 0$$

și $dl = i\,dx + j\,dy + k\,dz$;

$$\nabla T = i\frac{\partial T}{\partial x} + j\frac{\partial T}{\partial y} + k\frac{\partial T}{\partial z},$$

în care i, j, k sînt unitățile vectoriale în direcțiile x, y și z ;

dl — vectorul care descrie distanța și direcția mișcării izotermelor la x, y, z și timpul dt.

Produsul :

$$\frac{dl}{dt} \cdot \nabla T = -\varepsilon = -\frac{\partial T}{\partial t}, \qquad (6.38)$$

arată variația temperaturii la x, y, z.

Știind că C_l depinde numai de temperatură și deci de poziție și timp, se poate scrie o expresie similară cu relația 6.38 care să descrie deplasarea curbelor de izoconcentrație :

$$\frac{dl}{dt} \cdot \nabla C_l = -\frac{\partial C_l}{\partial t}. \qquad (6.39)$$

Prin combinarea ecuațiilor 6.37, 6.38 în 6.39 se obține :

$$\frac{\partial C_l}{\partial t} = -\frac{1-k_0}{1-\beta} \cdot \frac{C_l}{f_l} \cdot \frac{\partial f_l}{\partial t} - \frac{\bar{v}\nabla T}{\varepsilon} \cdot \frac{\partial C_l}{\partial t} \qquad (6.40)$$

sau :

$$\frac{\partial f_l}{\partial C_l} = -\frac{1-\beta}{1-k_0}\left(1 + \frac{v\nabla T}{\varepsilon}\right)\frac{f_l}{C_l} \qquad (6.41)$$

în care $\frac{\partial f_l}{\partial C_l}$ este variația fracției de lichid funcție de cea de compoziție în elementul de volum x, y, z.

Ecuația 6.41 este considerată ca ecuația redistribuirii locale a elementului dizolvat, utilizată pentru calculul macrosegregării. Ecuația este scrisă pentru cazul general al unui sistem tridimensional, considerînd constantă densitatea fazei solide în timpul solidificării, neglijînd difuzia și considerînd că nu apar pori.

Ecuația descrie influența curgerii aliajului lichid în zona bifazică asupra compoziției aliajului lichid în fiecare moment al solidificării.

Coeficientul k_0 din relația 6.41 este considerat în condițiile cînd există echilibru între faza lichidă și cea solidă în zona bifazică. În condițiile în care aliajul lichid are o mișcare cu viteza v la interfața lichid-solid are loc o amestecare turbulentă în aliajul lichid din imediata vecinătate a zonei solide și această amestecare devine cu atît mai adîncă cu cît viteza de mișcare a aliajului lichid este mai mare.

Ca urmare are loc o spălare a suprafeței zonei solide, ceea ce conduce la schimbarea vitezei de solidificare efectivă și în consecință și a coeficientului de repartiție k_0. La aceste considerente s-a avut în vedere un coeficient

Scanned with OKEN Scanner

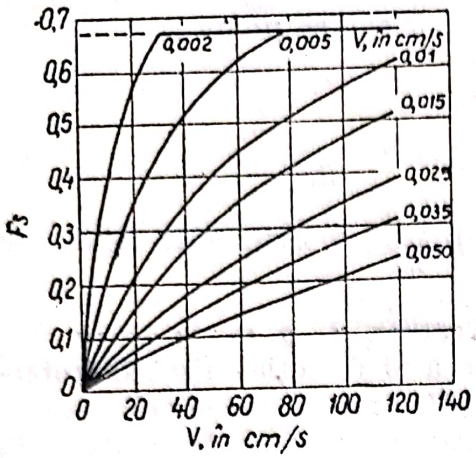


Fig. 6.7. Dependența dintre viteza de curgere a aliajului lichid v și gradul de solidificare funcție de gradul de spălare F_s pentru cîteva viteze de solidificare V.

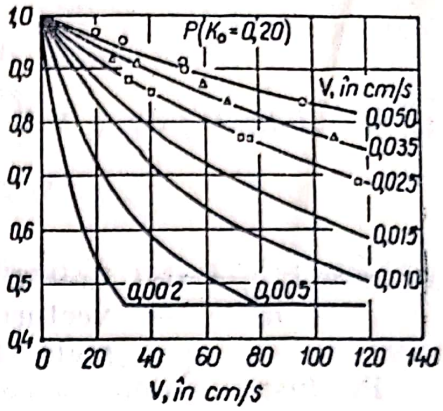


Fig. 6.8. Comparație între coeficientul de distribuție, efectul observat și cel calculat K_e al carbonului în funcție de viteza de curgere a aliajului lichid v la diferite viteze de solidificare V.

efectiv de repartiție, bazat pe efectul de spălare al curenților de aliaj lichid asupra zonei solidificate, care se poate calcula cu relația :

$$K_t = 1 - (1 - k_0)F_s, \qquad (6.42)$$

în care F_s este fracția relativă de solid spălată în zona bifazică în urma efectului de spălare.

Funcția F_s este determinată de viteza de solidificare V (influențează morfologia dendritelor) și de viteza de mișcare a moleculelor de aliaj lichid v, care influențează intensitatea amestecării turbulente a aliajului lichid în zona bifazică. De la aceste considerente s-au trasat diagramele din figura 6.7 care arată corelația dintre viteza de mișcare a aliajului lichid v și fracția F_s pentru diferite viteze de solidificare, iar în figurile 6.8, 6.9 și 6.10 se prezintă o com-

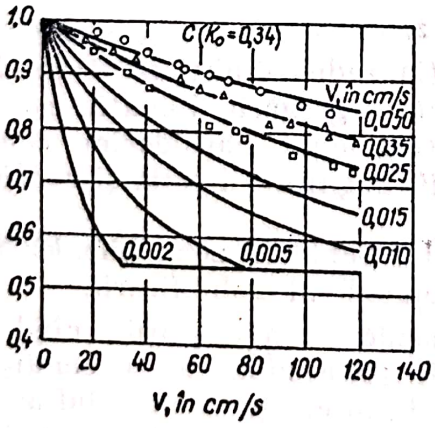


Fig. 6.9. Comparație între coeficientul de distribuție efectiv observat și cel calculat K_e pentru fosfor, în funcție de viteza de curgere a aliajului lichid v la diferite viteze de solidificare V.

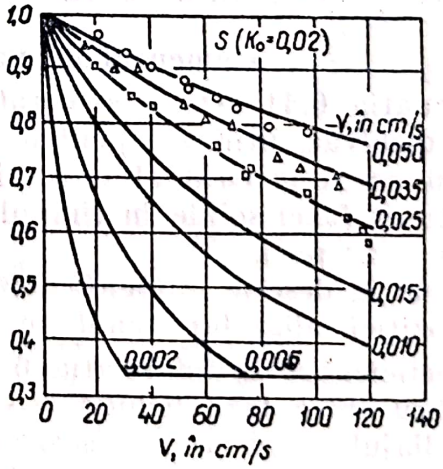


Fig. 6.10. Comparație între coeficientul de distribuție efectiv observat și cel calculat K_e pentru sulf în funcție de viteza de curgere a aliajului lichid v la diferite viteze de solidificare V.

Scanned with OKEN Scanner

paraţie între coeficientul efectiv de repartiţie calculat şi determinat experimental funcţie de v şi V pentru fosfor, carbon şi sulf.

6.5. PROCESELE DE SEGREGARE ZONALĂ

Prin segregare zonală sau macrosegregare se înţelege neuniformitatea compoziţiei chimice a aliajului care apare în timpul procesului de cristalizare pe secţiunea peretelui piesei turnate.

În funcţie de locul de repartizare, segregaţia, zonală se împarte în :

— segregaţie zonală directă ;
— segregaţie zonală inversă ;
— segregaţie zonală axială (de tip V) :
— segregaţie zonală axială (de tip Λ) ;
— segregaţie zonală pozitivă şi negativă.

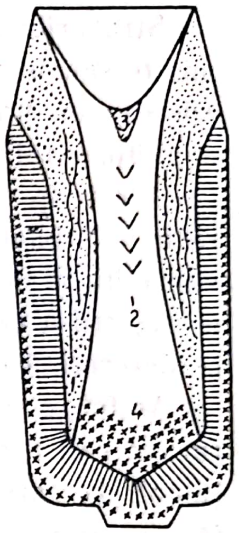


Fig. 6.11. Repartizarea segregaţiilor pe secţiunea unui lingou din oţel.

În figura 6.11 se prezintă zonele de segregare într-un lingou de oţel şi anume :

— segregaţia neaxială (*1*) de tip Λ se repartizează între zonele macrostructurale *II* şi *III*, adică între zona columnară şi cea echiaxială. Acest tip de segregare se manifestă sub formă de şnururi (linii de tip Λ) şi sînt aşezate sub un unghi faţă de verticală. Conţinutul de C, S, P este de 3...4 ori mai mare decît în oţelul iniţial ;

— segregaţia axială (*2*) sub formă de V repartizată în zonele centrale ale lingourilor. Zonele de segregaţii sub formă de V constau din cristalite echiaxiale grosolane, cu diferite impurităţi şi corespund cu zona de apariţie a microretasurilor axiale ;

— segregaţia zonală pozitivă (*3*) se găseşte sub macroretasură (sub maselotă) în partea superioară a lingoului.

Conţinutul elementelor de segregare în această zonă este de 1,5...2,5 ori mai mare iar în vecinătatea imediată a maselotei de 3...4 ori mai mare faţă de compoziţia medie a oţelului ;

— segregaţia zonală negativă (*4*) se găseşte la piciorul lingoului şi se caracterizează printr-un conţinut mai mic a elementelor segregate precum şi printr-o structură relativ microcristalină.

6.5.1. SEGREGAŢIA ZONALĂ DIRECTĂ

Prin *segregaţie zonală directă* sau normală se înţelege procesul de dezvoltare a neuniformităţii chimice a aliajului din piesa caracterizată prin aceea că elementele componente ale aliajului sau impurităţile din acest aliaj, care se dizolvă mai bine la cristalizare în faza lichidă decît în faza solidă se concentrează spre zonele din axa termică a peretelui piesei turnate.

Scanned with OKEN Scanner

Straturile exterioare ale piesei turnate apar mai sărace în aceste elemente sau în aceste impurități. Prin noțiunea de *segregare zonală* se înțelege adesea rezultatul acestui proces, adică prezența în peretele piesei a unei neuniformități clasice.

Acest tip de segregare apare în mod uzual atunci cînd suprafața de separație lichid-solid are o formă plană. Ca urmare a solubilității diferite a dizolvantului, în fazele solidă și lichidă, în timpul procesului de solidificare are loc o creștere a concentrației elementului dizolvat în fază lichidă ($k_0 < 1$), ceea ce determină o scădere a temperaturii de solidificare.

Astfel se consideră segregarea în cazul unui aliaj cu concentrația medie C_0 turnat sub forma unei piese cilindrice orizontale, care se solidifică unidirecțional, la care cristalele cresc de la peretele formei sub formă columnară, fără a avea loc separări de cristale.

Pentru exemplificare se consideră că are loc difuzia elementului dizolvat în faza lichidă și că nu au loc mișcări ale fazei lichide. Primele cristale formate din aliajul lichid cu concentrația elementului dizolvat C_0 vor avea concentrația k_0C_0. Următoarele cristale, care se formează, vor avea un conținut al elementului dizolvat mai ridicat, deoarece aliajul lichid se îmbogățește în element dizolvat. În figura 6.12 se reprezintă variația concentrației dizolvantului în fazele solidă și lichidă. Concentrația elementului dizolvat în faza solidă, care se formează în continuare, crește rapid și atinge valoarea V_0 (fig. 6.12, *c*). În condiții de regim staționar concentrația dizolvatului rămîne C_0 pînă spre sfîrșitul solidificării, cînd începe să crească deasupra lui C_0 (fig. 6.12, *d*).

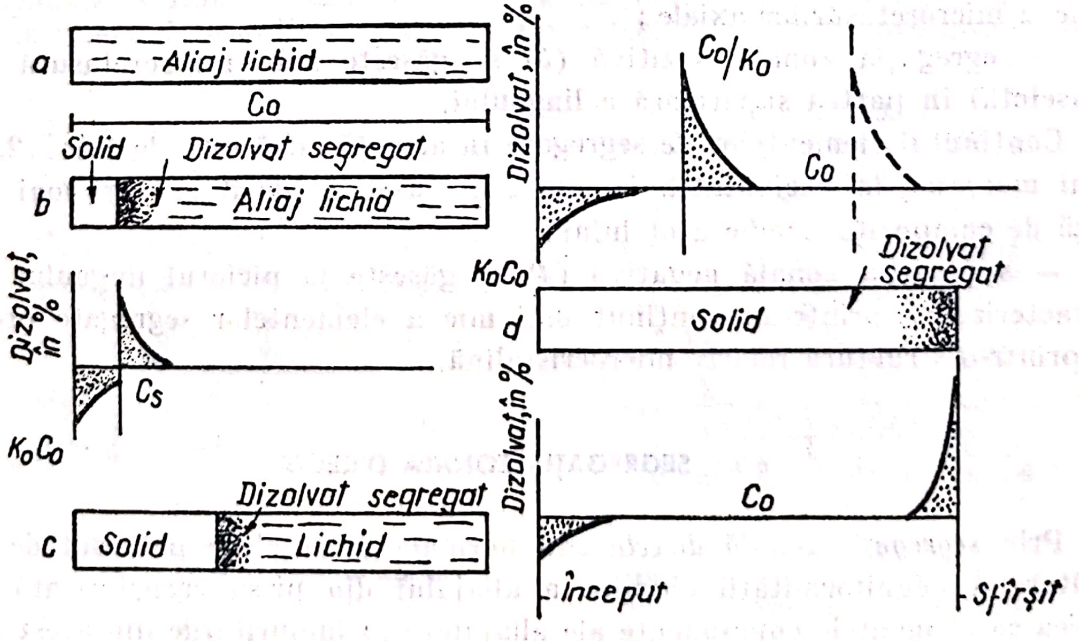


Fig. 6.12. Distribuția elementului dizolvat în timpul solidificării unui aliaj cînd difuzia în faza solidă este nulă și cînd are loc doar difuzia dizolvantului în faza lichidă.

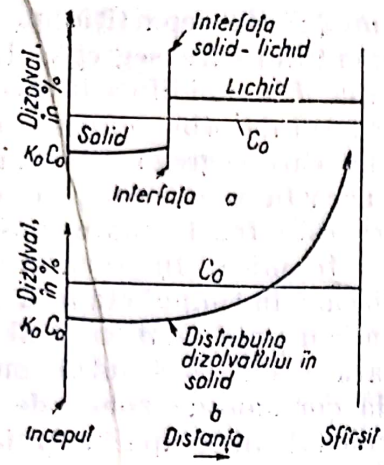


Fig. 6.13. Distribuția elementului dizolvat în timpul solidificării cînd difuzia în faza solidă este nulă, iar în faza lichidă are loc amestecare completă.

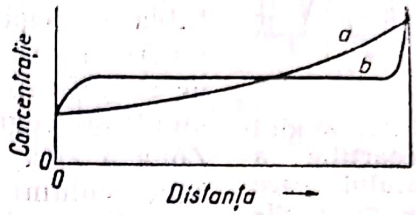


Fig. 6.14. Cazurile extreme ale unei segregații normale.

În cazul existenței unei convecții intensive în aliajul lichid, atunci aliajul îmbogățit va fi transportat în toată masa lichidului, determinînd o segregare normală mai pronunțată (fig. 6.13).

În concluzie, cazurile extreme care se pot întîlni la segregarea normală sînt cele prezentate în figura 6.14, adică situația cînd nu există convecție în aliajul lichid, nu are loc o omogenizare a aliajului lichid și solidificarea decurge în condiții de regim staționar (fig. 6.14, curba *a*) și atunci cînd există o convecție intensivă în aliajul lichid și are loc un transport continuu al lichidului cu concentrație mare (fig. 6.14, curba *b*).

Segregația normală este influențată pe lîngă convecția din aliajul lichid și de interfața solid-lichid.

Segregarea normală se constată de cele mai multe ori în lingourile de oțel, cînd conținuturile de fosfor și sulf sînt mult mai mari în centrul lingoului față de zonele mai laterale (fig. 6.15).

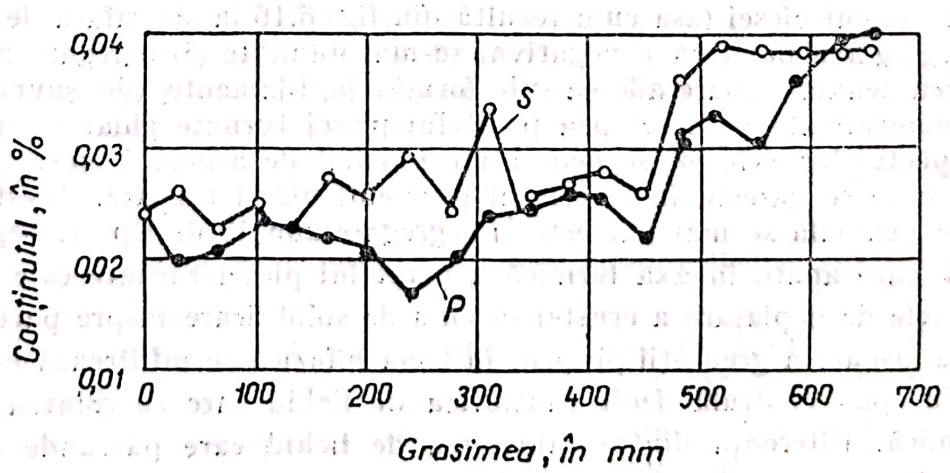


Fig. 6.15. Variația concentrației sulfului și fosforului pe grosimea piesei turnate.

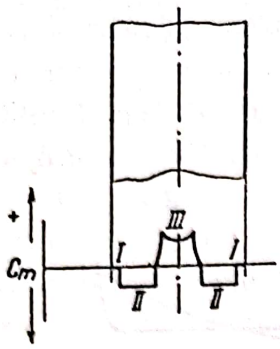


Fig. 6.16. Modul de repartiție a elementului care segregă pe secțiunea peretelui piesei turnate (C_m — concentrația medie a elementului).

În figura 6.16 se arată modul de repartiție pe secțiunea peretelui piesei a elementului care segregă. În figura 6.16 rezultă că în etapa *I* a solidificării căreia îi corespunde zona *I* macrostructurală din peretele piesei turnate, conținutul elementului care segregă este egal cu conținutul mediu din aliaj, aceasta se explică prin aceea că în etapa *I*, viteza de răcire este foarte mare, posibilitatea segregării elementului este mică. În zona a *II*-a macrostructurală, care se realizează în timpul etapei a *III*-a de solidificare, se constată un conținut mai mic al elementului segregat, în comparare cu conținutul mediu. Zona a *II*-a macrostructurală corespunde zonei de cristalite columnare care se formează în etapa a treia de solidificare. În timpul formării acestei zone structurale, domeniul bifazic (δ) se găsește în contact cu faza lichidă fără curenți de convecție și care nu participă la schimbul de căldură, temperatura căreia fiind $\theta = \theta_8$. După cum s-a arătat, sub acțiunea forței capilare (p_c) lichidul care se găsește între cristalite este alimentat dinspre axa termică a peretelui piesei și deci cantitatea cea mai mare a elementelor segregate în etapa a *III*-a de solidificare este deplasată spre axa termică, găsindu-se tot timpul între izotermele în curs de deplasare θ_s și θ_8.

În același timp, faza lichidă din axa termică a peretelui piesei, pătrunde în zona bifazică (δ) și se infiltrează printre cristalite.

Condițiile de transfer ale fazei lichide, care conțin elemente de segregație se schimbă brusc, în momentul terminării perioadei a treia de solidificare și începutul perioadei *IV*. În acest moment proporția cea mai mare de elemente segregate se găsesc spre interiorul peretelui piesei turnate, adică elementele segregate (conform modelului corpului poros) se concentrează în acea parte a zonei bifazice unde s-a format mai mult de 35...40% fază solidă și în acest moment în zona a *III*-a macrostructurală, adică zona cristalitelor echiaxiale (fig. 6.6), apare concentrația cea mai mare de elemente segregate, conținutul lor fiind mai mare decît cel mediu. Aceasta este segregarea pozitivă. Concentrarea elementelor segregate la o distanță anumită de axa termică a peretelui piesei (așa cum rezultă din fig. 6.16 la suprafața de contact dintre segregarea pozitivă și negativă) se mai numește și segregare neaxială. Segregarea neaxială apare adesea sub formă de filamente (de șnur) ce pot fi ușor determinate pe secțiunea peretelui piesei turnate chiar și cu ochiul liber, aspectul lor exterior se deosebește imediat de aspectul masei metalice de bază care se găsește în interiorul peretelui piesei turnate. Acest tip de segregare neaxială se mai numește și segregare zonală de tip Λ. Segregarea de tip *V* care apare în axa termică a peretelui piesei turnate este cauzată de procesele de deplasare a crustei în curs de solidificare înspre partea inferioară, ca urmare a greutății proprii, în zona bifazică se infiltrează mai mult lichid din zona centrală decît cantitatea de lichid care se reîntoarce spre axa termică. Diferența dintre cantitatea de lichid care pătrunde în zona bifazică și cea care iese din zona bifazică se explică prin compensarea contracției aliajului și ea corespunde valorii retasurii.

Scanned with OKEN Scanner

Segregarea relativă (sau gradul de segregare) și raportul dintre concentrația maximă și minimă a unui element care se formează în diferite puncte ale peretelui piesei turnate depinde de diferența în ceea ce privește tensiunea interfazică (σ_{s-2l} și σ_{s-1l}), care depind, după cum s-a arătat de particularitățile diagramei de echilibru.

Introducerea unor elemente suplimentare în aliajul lichid, care sînt capabile să se dizolve, atît în faza lichidă cît și în faza solidă, poate să schimbe diferența dintre ($\sigma_{s-2l} - \sigma_{s-1l}$). În cazul măririi acestei diferențe se pot compara și în mai bune condiții microretasurile, poate fi concentrată zona elementelor segregate. Invers, micșorarea diferenței ($\sigma_{s-2l} - \sigma_{s-1l}$) determină micșorarea intensității de circulație a fazei lichide în zona bifazică a piesei turnate și deci înrăutățirea condițiilor de drept a fazei lichide pure în vederea compensării micoretasurilor.

Uneori introducerea microadaosurilor poate să determine segregația intracristalină, iar cîteodată poate să determine dezvoltarea zonei cu microretasuri.

6.5.2. SEGREGAȚIA ZONALĂ INVERSĂ

Prin segregație zonală inversă se înțelege procesul de dezvoltare a neuniformităților chimice în peretele piesei turnate, caracterizate prin aceea că elementele care se dizolvă la cristalizare, mai mult în faza lichidă decît în faza solidă, se concentrează nu înspre axa termică, ci din contră, spre suprafața peretelui piesei turnate.

Adesea prin termenul de segregare inversă se înțelege atît procesul cît și consecințele lui, dar însuși faptul de concentrare a elementelor segregate în crusta de la suprafața peretelui este denumit segregație inversă.

Segregația inversă poate fi schimbată, dacă se ia în considerare că în etapa a *II*-a a procesului de solidificare, crusta care s-a format mai înainte se retopește complet adică $X_{II} = 0$ și că la începutul etapei a *III*-a de solidificare la suprafața de contact aliaj-formă temperatura este mai mare decît temperatura solidus. În aceste condiții faza lichidă care umectează slab suprafața cristalitelor este mai ușor eliminată spre suprafața peretelui piesei turnate decît spre interior.

Într-adevăr, absența la suprafața de contact aliaj-formă a unei cruste solide la începutul perioadei a *III*-a de solidificare, determină situația ca rezistența mecanică care trebuie să fie mai mică spre suprafața peretelui piesei decît spre interiorul peretelui piesei în zona bifazică. Așadar condiția apariției segregației inverse constă în absența la început a etapei a *III*-a a procesului de solidificare a crustei complet solidificare la suprafața peretelui piesei.

După cum s-a arătat mai înainte, grosimea zonei bifazice (δ) s-a determinat cu ajutorul punctului de intersecție a curbelor de temperatură cu linia corespunzătoare lui $\theta_{solidus}$. În cazul existenței crustei solide la suprafața peretelui piesei turnate, la începutul etapei de solidificare, valoarea (δ) trebuie să fie mai mică decît X_t (fig. 6.17, *a*).

Scanned with OKEN Scanner

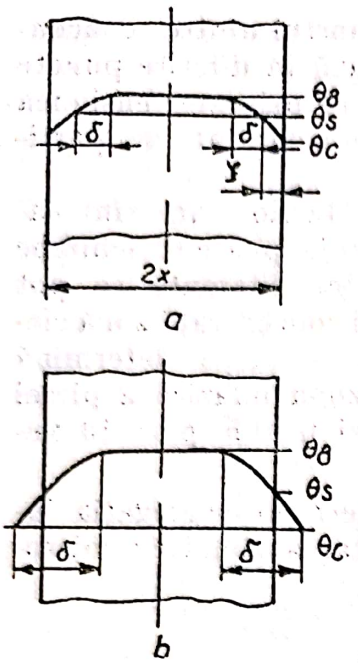


Fig. 6.17. Schema utilizată pentru calculul grosimii relative $\frac{\delta}{X_t}$.

În cazul cînd crusta solidificată lipsește de la suprafața piesei ca urmare a procesului de retopire, curba de temperatură ar trebui să intersecteze orizontala $\theta = \theta_s$ în afara peretelui piesei turnate la o distanță oarecare de aceasta (fig. 6.17, *b*).

Așadar, condiția corespunzător căreia, la suprafața peretelui piesei turnate lipsește crusta solidificată la începutul etapei a *III*-a de solidificare și deci condiția apariției segregației inverse poate fi scrisă sub forma unor inegalități:

$$\frac{\delta}{X_t} = \frac{\arccos \frac{\theta_s}{\theta_8}}{\mu_3} \geqslant 1 \qquad (6.43)$$

sau:

$$\left(\frac{\delta}{X_t}\right)_{\substack{s.\ p \\ c.\ ech}} = \frac{\arccos \frac{\theta_s}{\theta_{35}}}{\mu_3} \geqslant 1. \qquad (6.44)$$

Din inegalitățile (6.43) și (6.44) rezultă că perioada a IV-a de solidificare începe atunci cînd la suprafața peretelui piesei nu există crustă solidă și se termină în acel moment cînd întregul volum al peretelui piesei turnate se găsește în stare semisolidă și semilichidă (sfîrșitul etapei a *III*-a de solidificare va corespunde momentului t_{3-4} momentul participării schimbului de căldură a întregii secțiuni a peretelui piesei și începutul de răcire a axei termice a piesei turnate sub temperatura θ_8).

Temperatura la suprafața de contact metal-formă θ_c pînă în acest moment rămîne constantă ($\theta_c > \theta_s$). Așadar, grosimea zonei bifazice calculate în cazul dat va fi mai mare sau egală cu unitatea iar împărțirea din mijloc a inegalității (6.44) nu corespunde realității.

Inegalitatea, $\delta > X_t$ este doar aparentă; cu toate acestea ea arată un anumit sens fizic și anume, cu cît valoarea lui δ depășește valoarea lui X_t cu atît mai mult se dezvoltă zona bifazică a piesei turnate și în consecință va fi mai mare temperatura peretelui piesei în perioada răcirii lui în stadiul III al procesului de solidificare. Deci, segregația zonală inversă poate să apară numai în cazul satisfacerii inegalității (6.43). Din analiza inegalității (6.43) rezultă că segregația inversă este mai accentuată în cazul aliajelor cu interval mare de cristalizare $\left(\frac{\theta_s}{\theta_8} \ll 1;\ \arccos \frac{\theta_s}{\theta_8} \to \frac{\pi}{2}\right)$.

În diagrama din figura 6.18 se dă curba care caracterizează tendința de formare a segregației inverse în aliajele Al—Cu. După cum se vede, această tendință este mai mare în cazul aliajelor care au intervalul cel mai mare de solidificare.

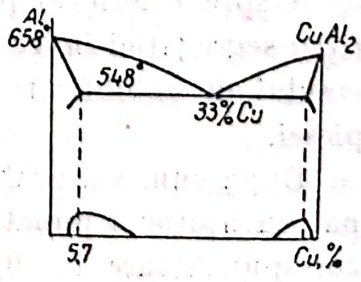


Fig. 6.18. Segregația zonală inversă la aliajele Al-Cu.

Rezistența relativă opusă deplasării fazei lichide între cristalite spre suprafața peretelui piesei și spre axa termică se schimbă continuu în timp și este posibil să apară cazul cînd la începutul etapei a *III*-a de solidificare, zona $\frac{X_l}{X} \to 0$ deci să fie foarte mică și în felul acesta să nu opună rezistență deplasării fazei lichide spre suprafața peretelui piesei. În continuare însă, pe măsură ce crește grosimea zonei care participă la schimbul de căldură și anume $\frac{X_l}{X} \to 0$ rezistența opusă trebuie să crească într-atît încît să apară posibilitatea deplasării fazei lichide spre axa termică și nu spre periferia peretelui piesei. Este evident că în acest caz, la început, se dezvoltă segregarea inversă, iar după aceea segregarea directă, astfel că în peretele piesei turnate după solidificarea completă a elementelor segregate apar și la suprafața peretelui piesei și spre axă termică a peretelui piesei turnate.

În concluzie se poate afirma că, segregarea directă normală și inversă (indirectă) sînt forme diferite de manifestare ale unuia și aceluiași fenomen și anume a influenței presiunii capilare în interiorul zonei bifazice în curs de solidificare.

Determinată de diferența dintre dimensiunile spațiilor intracristaline în diferitele zone pe secțiunea peretelui piesei turnate, precum și a diferenței în ceea ce privesc tensiunile interfazice între suprafața cristalului în curs de creștere și fazele lichide care conțin cantități diferite de elemente de segregare. Aliajele cu o zonă bifazică mare au o tendință mare de a forma segregații inverse. Exemplul tipic cunoscut este cel al aliajelor aluminiu-cupru, la care stratul exterior prezintă o concentrație așa de mare față de cea medie, încît înainte de deformarea plastică, lingourile turnate din asemenea aliaje sînt mai întîi prelucrate prin așchiere în vederea înlăturării unui strat de aproximativ 1 mm grosime. În figura 6.19 se prezintă exemplul unui aliaj Al cu 4,7% Cu, turnat într-o cochilă și răcit unidirecțional. Astfel, la suprafața de contact cu un răcitor, concentrația a atins valoarea de 5,1% față de 4,7%. În figura 6.20 se prezintă mărimea maximă a segregației inverse pentru aliajele Al—Zn.

În cazuri extreme, segregația inversă se manifestă prin fenomenul denumit exudare, care presupune că aliajul cu un conținut ridicat de element dizolvat și cu temperatură de topire scăzută poate ajunge pînă la o suprafață exterioară a presei sau lingoului (fig. 6.21). De exemplu, în cazul aliajului Cu cu 10% Sn, se găsesc pe suprafața lingoului concentrații de ordinul 20... 25% Sn, fenomen cunoscut sub numele de transpirația staniului.

Acest tip de segregare se poate micșora prin formarea unei structuri cu grăunți echiacși în locul unor dendrite alungite. De asemenea, se poate reduce gradul de apariție a unei asemenea forme de segregare ca urmare a formării unui strat solid, imediat după începerea solidificării, printr-o răcire rapidă a formei de turnare.

Scanned with OKEN Scanner

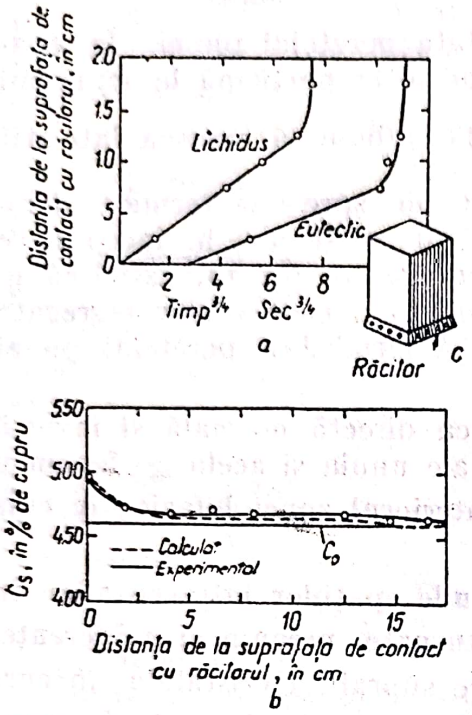


Fig. 6.19. Fenomenul de macrosegregare în cazul unui aliaj Al 4,5% Cu solidificat unidirecțional. Segregarea curbelor izoterme funcție de distanța *(a)* și mărimea macrosegregării calculate și determinat *(b)* în cazul probei *(c)*.

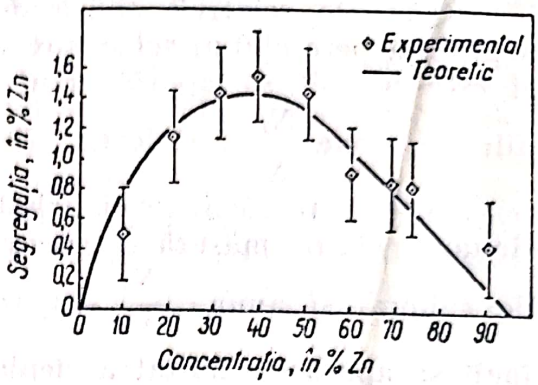


Fig. 6.20. Distribuția concentrației teoretice și experimentale maxime în cazul segregării inverse în probe turnate dintr-un aliaj Al-Zn.

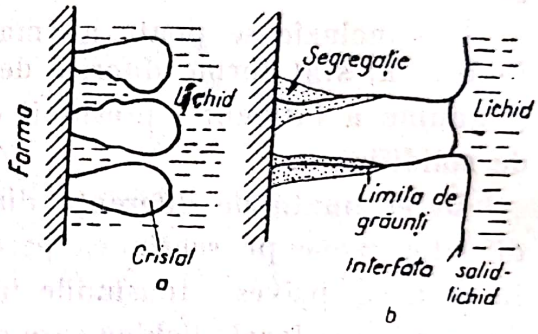


Fig. 6.21. Reprezentare schematică a modului de formare a segregației de suprafață în piesele turnate.

Segregarea inversă se bazează pe influența pe care o are contracția la solidificare și presiunea gazelor degajate asupra deplasării aliajului îmbogățit în elemente dizolvate între spațiile interdendritice, putînd ajunge pînă la suprafața piesei (fig. 6.22).

Materialul de la stînga liniei *OP* este complet solidificat. Pe măsură ce zona *AA* se solidifică are loc o contracție la solidificare, ceea ce determină lichidul îmbogățit din zona *BB* să se deplaseze spre stînga.

Justețea acestei teorii este susținută de faptul că în aliajele care se dilată în timpul solidificării nu se constată segregare inversă.

Un exemplu interesant de formare a segregării inverse este în cazul solidificării unidirecționale și orizontale a unui lingou ca în figura 6.23. În aceste condiții lichidul interdendritic de-a lungul axelor orizontale are compoziție și temperatură variabile și ca urmare și densitățile variabile. Ca urmare, apare amplificarea forțelor de convecție și are loc formarea unor

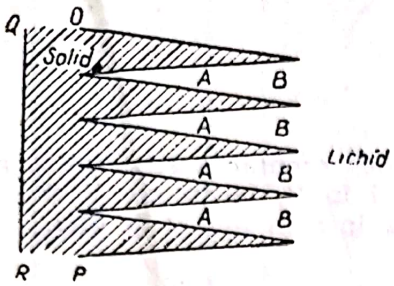


Fig. 6.22. Mecanismul formării segregației inverse.

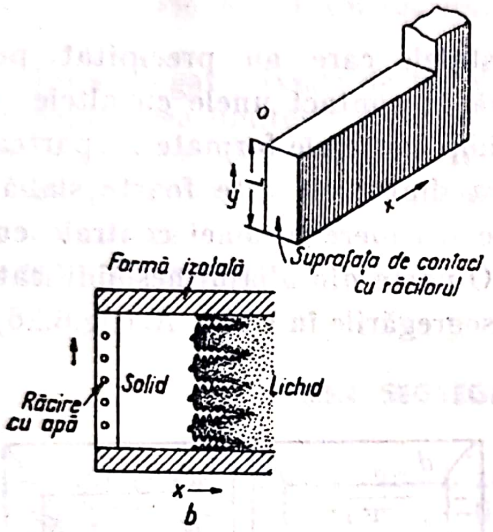


Fig. 6.23. Reprezentarea modului de solidificare unidirecțională orizontală :
a — proba turnată ; *b* — zona bifazică.

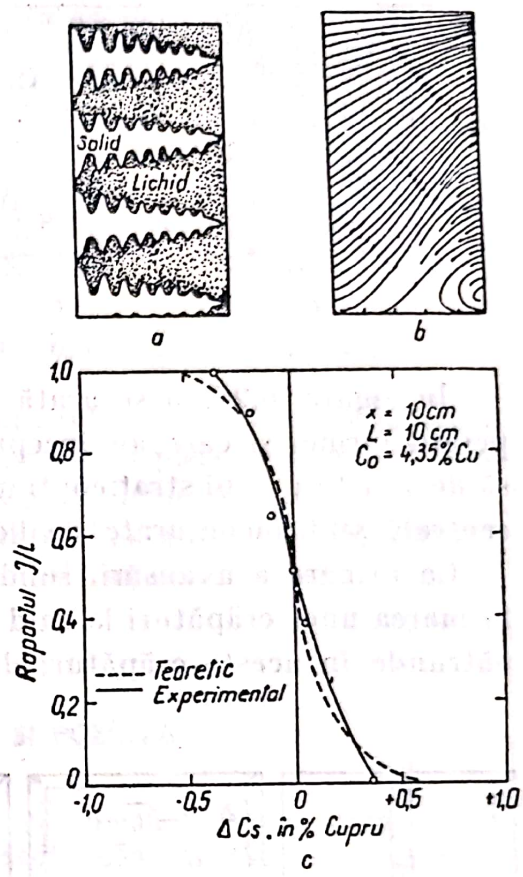


Fig. 6.24. Reprezentarea fenomenului de macrosegregare într-o probă solidificată unidirecțional orizontal :
a — zona bifazică ; *b* — limite de curent calculate în zona bifazică ; *c* — mărimea macrosegregării.

curenți de convecție ca în figura 6.24, calculați prin utilizarea relației 6.26.

Cunoscîndu-se viteza lineară v se poate calcula cu ajutorul relației 6.41 macrosegregarea care apare. În figura 6.24 se prezintă macrosegregarea exprimată prin mărimea $\Delta C\%$ Cu calculată și obținută practic în aliajele Al cu 4,5% Cu.

6.5.3. SEGREGAȚIA ZONALĂ ÎN V ȘI Λ

Apare de obicei în lingourile și piesele mari din oțel calmat și este tipică pentru sulf, fosfor și carbon, avînd forma din figura 6.25. Cauza formării unor asemenea tipuri de macrosegregare se consideră a fi căderile scheletului cristalin formate în zona centrală a lingoului prin precipitarea cristalelor formate la contactul cu pereții formei și în prima fază a solidificării.

Scanned with OKEN Scanner

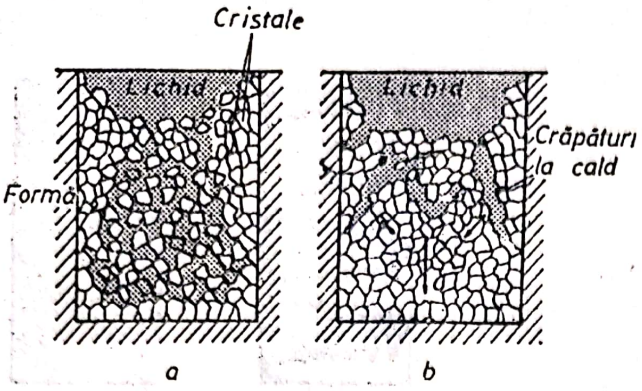


Fig. 6.25. Reprezentarea schematică a segregării în *V*, în invers *V* și negativă într-un lingou de oțel.

În figura 6.25, *a* se arată schematic cristalele care au precipitat pe pereții formei și care au început deja să vină în contact unele cu altele și să dea naștere unui strat continuu. În acest timp cristalele formate în partea centrală sînt înconjurate de lichid și legătura dintre ele este foarte slabă.

Ca urmare a avansării solidificării, are loc o cădere a zonei centrale cu formarea unor crăpături la cald (fig. 6.25, *b*). O parte din aliajul nesolidificat pătrunde în aceste crăpături dînd naștere la segregările în *V* sau Λ, (fig.6.26)

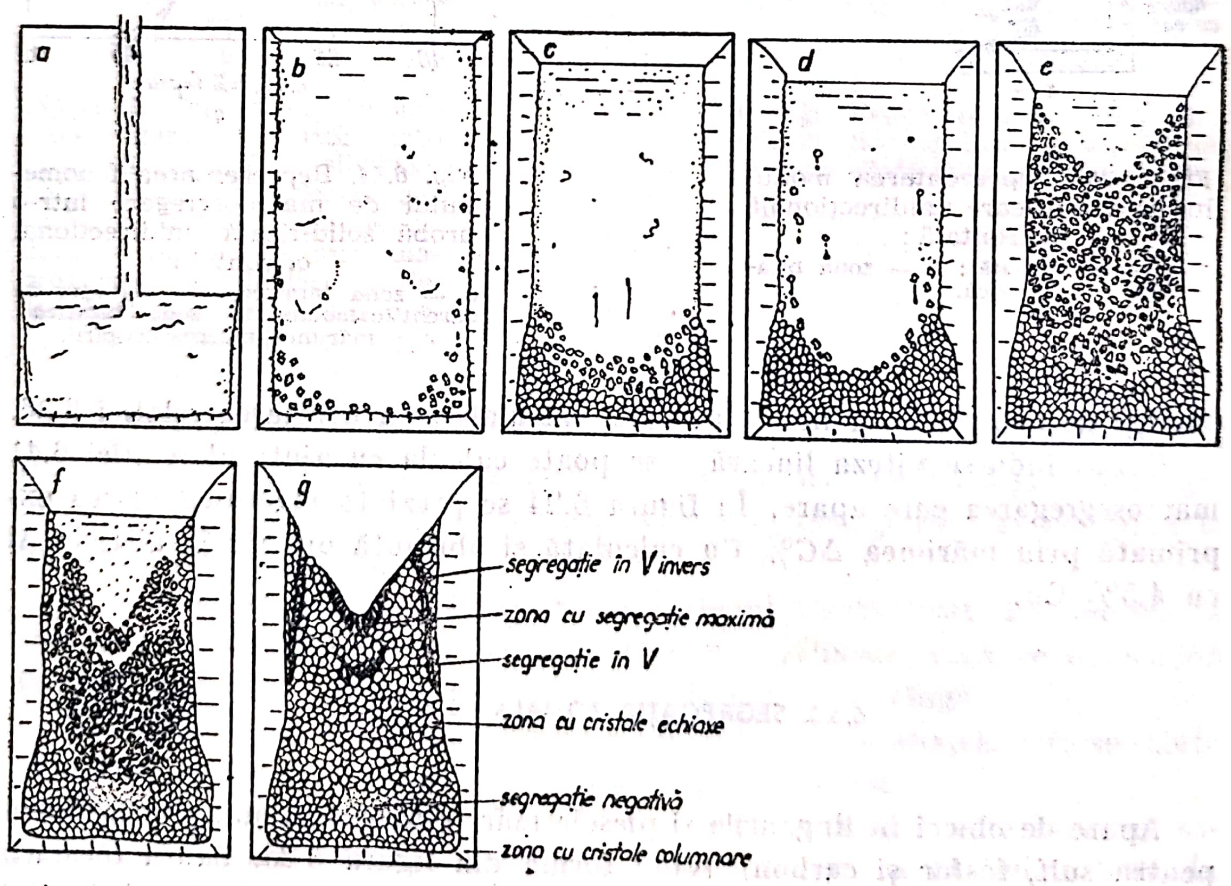


Fig. 6.26. Reprezentarea formării macrosegregării într-un lingou mare de oțel: *a* — turnarea ; *b* — începerea procesului de precipitare inițială ; *c* — formarea unor benzi de grăunți grosolani ; *d* — procesul de precipitare secundară ; *e* — formarea cristalelor echiaxe ; *f* — formarea de crăpături ; *g* — formarea segregării în *V*, invers *V* și a zonei de segregare maximă.

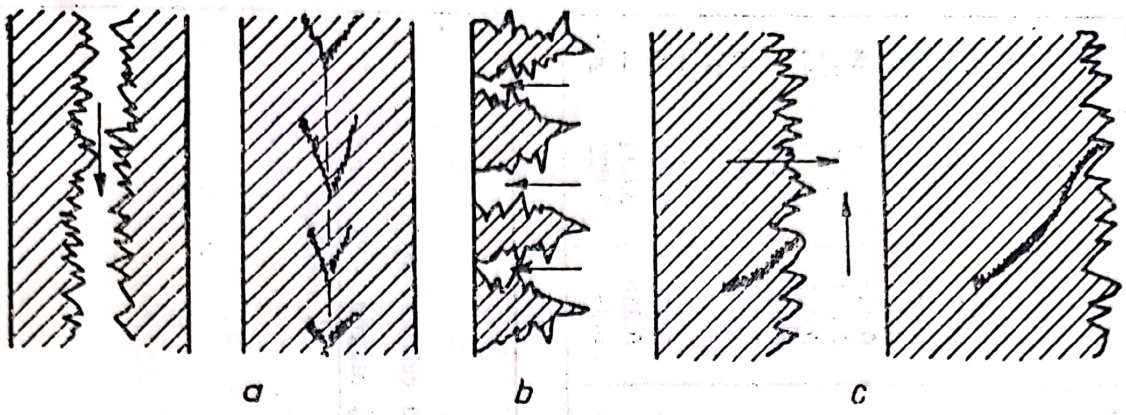


Fig. 6.27. Formarea segregației axiale *(a)*, inverse (b) și neaxiale *(c)*.

La segregații axiale de tip V, forma lor reprezintă traiectoria determinată de deplasarea limitelor de solidificare în zona peretelui piesei, iar pe de altă parte de deplasările cauzate de contracția aliajului lichid (fig. 6.27, *a*).

Cu cît nivelul este mai apropiat de baza peretelui cu atît segregațiile tip V se manifestă mai slab și unghiul de deschidere al ramurilor acestui tip de segregație este mai mare.

6.5.4. SEGREGAREA NEGATIVĂ ȘI POZITIVĂ

Segregarea negativă, adică zone în lingou sau piesă turnată care au o concentație a elementelor de aliere mai mică decît cea medie, se întîlnește adeasea în partea inferioară a zonei de cristale echiaxiale la piciorul lingoului sau în partea de jos a piesei. O explicație a acestui fenomen constă în aceea că la formarea zonei de cristale echiaxiale de la piciorul lingoului se sedimentează cristale care au un conținut de elemente dizolvate mai mic față de lichidul din care s-au format. Variația concentrației elementelor dizolvate față de medie se poate explica prin aceea că acestea au crescut în timpul sedimentării la o subrăcire mai mică, față de cele din jur sau că topitura din zonele interdendritice a fost înlocuită cu una mai săracă în timpul sedimentării. S-a constatat experimental că într-un lingou cu o zonă de cristale echiaxiale fine există o tendință mai mare de formare a segregării negative la picior, comparativ cu un lingou cu o zonă de cristale echiaxiale mari. Explicația constă în aceea că, în cazul unui număr mare de cristale libere în topitură, acestea cresc la o subrăcire mai mică, iar fiecare cristal are o dimensiune mică, ceea ce determină o înlocuire mai ușoară a lichidului interdendritic.

O altă explicație a formării segregării negative constă în aceea că lichidul interdendritic de la piciorul lingoului este înlocuit cu unul mai sărac în elemente de aliere din partea superioară, iar cel mai bogat ia locul celui mai sărac în elemente de aliere. Așa se explică formarea segregării pozitive în partea superioară a lingoului cînd lichidul bogat în elemente dizolvate este deplasat în afara zonelor interdendritice în topitura din centrul lingou-

Scanned with OKEN Scanner

Influența mărimii lingoului asupra segregării elementelor din compozițiile oțelurilor nealiate

Tabelul 6.3

Masa lingoului, în t	Carbonul				Masa lingoului, în t	Siliciu				Masa lingoului, în t	Fosfor			
	Analiza medie, în %	Conținutul, în %		Abaterea, în %		Analiza medie în %	Conținutul, în %		Abaterea, în %		Analiza medie, în %	Conținutul, în %		Abaterea, în %
		maxim	minim				maxim	minim				maxim	minim	
1	0.52	0.54	0.48	12	1	0.21	0.22	0.20	10	1	0.036	0.038	0.032	17
2	0.41	0.46	0.40	15	2	0.52	0.52	0.50	4	2	0.052	0.062	0.047	29
2	0.34	0.40	0.33	21	2	0.18	0.23	0.22	6	2	0.043	0.052	0.039	30
2	0.60	0.64	0.53	18	2	0.23	0.21	0.20	2	2	0.040	0.048	0.37	28
2	0.34	0.40	0.31	28	2	0.16	0.19	0.14	4	2	0.039	0.051	0.034	44
3	0.40	0.45	0.35	25	3	—	—	—	—	3	0.042	0.048	0.032	38
8	0.39	0.45	0.31	35	8	—	—	—	—	8	0.025	0.031	0.023	32
8	0.21	0.28	0.18	48	8	—	—	—	—	8	0.059	0.069	0.050	32
10	0.30	0.34	0.21	43	10	0.14	0.14	0.13	7	10	0.010	0.011	0.009	20
20	0.21	0.25	0.16	42	20	0.17	0.20	0.19	5	20	0.040	0.051	0.037	35
24	0.44	0.49	0.35	32	24	0.29	0.29	0.27	7	24	0.042	0.040	0.030	29
54	0.36	0.42	0.28	29	54	—	—	—	—	54	—	—	—	—
64	0.40	0.50	0.33	43	64	0.16	0.17	0.16	6	64	0.038	0.050	0.026	63
110	—	0.37	0.15	—	110	—	0.23	0.20	—	110	—	0.050	0.024	—
172	0.33	0.55	0.19	109	172	0.13	0.14	0.11	23	172	0.033	0.090	0.023	203

Masa lingoului, în t	Mangan				Masa lingoului, în t	Sulf			
	Analiza medie, în %	Conținutul, în %		Abaterea, în %		Analiza medie, în %	Conținutul, în %		Abaterea, în %
		maxim	minim				maxim	minim	
1	0.84	0.84	0.71	6	1	0.037	0.040	0.032	22
2	1.06	1.04	0.98	6	2	0.056	0.057	0.44	23
2	0.72	0.78	0.73	7	2	0.040	0.043	0.032	18
2	0.77	0.79	0.76	4	2	0.038	0.040	0.031	24
2	—	—	—	7	2	0.049	0.050	0.034	33
3	0.84	0.85	0,78	8	3	0.034	0.050	0.027	68
8	0.96	1.04	0.95	9	8	0.024	0.029	0.016	54
8	0.51	—	—	—	8	0.027	0.033	0.017	59
10	0.76	0.77	0.68	12	10	0.017	0.026	0.009	100
20	0.67	0.68	0.64	6	20	0.032	0.035	0.024	34
24	0.78	0.80	0.73	9	24	0.033	0.048	0.025	70
54	—	—	—	—	54	—	—	—	—
64	0.63	0.69	0.63	10	64	0.035	0.050	0.029	60
110	—	0.71	0.63	—	110	—	0.059	0.021	—
172	0.79	0.92	0.73	11	172	0.030	0.080	0.018	206

Abaterea s-a calculat astfel:

$$100 \cdot \frac{\%\ \text{maxim} - \%\ \text{minim}}{\%\ \text{mediu}}$$

Scanned with OKEN Scanner

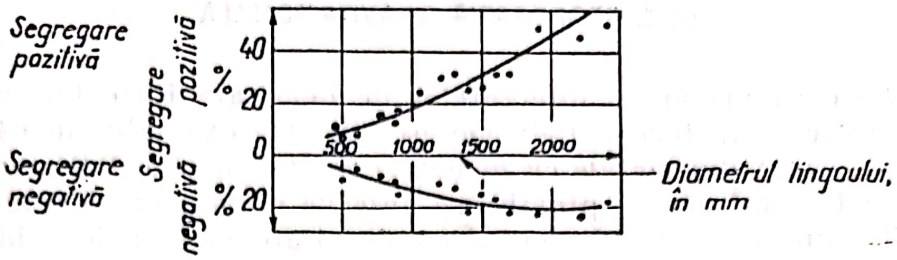


Fig. 6.28. Variația mărimii segregării pozitive și negative funcție de mărimea diametrului lingoului turnat.

lui, ceea ce determină o îmbogățire a topiturii din centru în elementele dizolvate.

Segregarea pozitivă și negativă este cu atît mai pronunțată cu cît diametrul lingoului sau grosimea piesei turnate sînt mai mari (fig. 6.28).

În cazul lingourilor sau pieselor mari turnate din oțel carbon se constată o tendință pronunțată de segregare a elementelor din compoziția chimică a oțelului. Astfel, în tabelul 6.3 se prezintă influența masei lingoului turnat asupra abaterilor ce apar pe secțiunea lingoului de la compoziția medie. Se evidențiază încă o dată tendința mare de segregare a fosforului și sulfului, care în cazul unui lingou de 172 t prezintă abateri de 200%.

În figura 6.29 se arată variația elementelor segregate în zona segregației pozitive.

Rezultă că variația compoziției aliajului pe înălțimea lingourilor mari din oțel arată că la piciorul lingoului, compoziția oțelului corespunde valorii medii, apoi se constată o zonă cu densitate mai mare, ca urmare a micșorării proporției elementelor segregate, ajunge din nou la cea inițială, după care crește foarte mult în zona de segregare pozitivă.

Segregațiile neaxiale sînt cauzate de decantarea fazelor lichide cu elemente de segregare care s-au acumulat în spațiile dintre ramurile dendritelor. Acest tip de segregare se manifestă numai în cazul pieselor cu pereți groși cu durată mare de solidificare și mai ales în lingourile mari turnate din oțel.

Traiectoria deplasării lor este determinată, pe de o parte de deplasarea frontului de solidificare, iar pe de altă parte prin decantarea de jos în sus a porțiunilor cu segregație. Așa se explică forma parabolică a traiectoriei.

Segregarea neaxială se manifestă numai la distanțe mari de axa lingoului, în zone în care deplasările cauzate de contracția aliajului lichid de sus în jos, însă nu au început să se desfășoare (fig. 6.27, *b*, *c*).

Conținutul elementelor segregate în segregațiile extraaxiale denumite și *mustăți* este cu mult mai mare decît conținutul lor mediu : carbonul este cu 10...30% mai mare, fosforul — 20...40%, sulful — 30...50% în comparație cu conținutul lor mediu inițial.

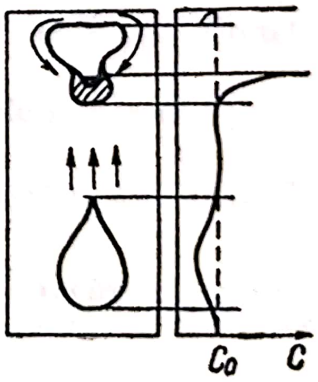


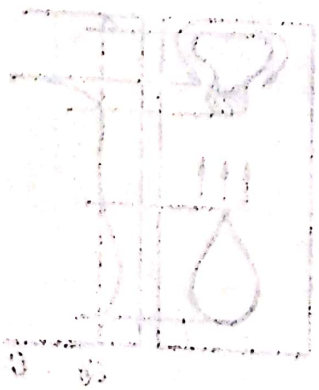
Fig. 6.29. Variația elementelor de segregare în zona segregației pozitive.

Scanned with OKEN Scanner

6.5.5. SEGREGAȚIA GRAVITAȚIONALĂ

Se produce ca urmare a diferențelor de densitate între fazele lichidă și solidă sau între două faze lichide nemiscibile. De exemplu, în cazul aliajului Cu—Pb, format din metale cu densități foarte diferite (8,24 g/cm³ pentru cupru și 10,04 g/cm³ pentru plumb), se observă că lichidul devine mai bogat în straturile superioare în elementul cu densitate mai mică și invers.

În cazul aliajelor Sn—Sb, primele cristale formate sînt bogate în stibiu și au tendință de flotare spre straturile superioare ale aliajului lichid. Pentru a se asigura totuși o distribuție cît mai uniformă a cristalelor primare în întreaga masă a piesei turnate, este necesar ca aliajul să fie turnat cu o viteză cît mai mică posibilă și să fie răcit rapid, asigurîndu-se condiții pentru a se împiedica flotarea cristalelor primare.



Capitolul VII

PROCESE FIZICO-CHIMICE LA SUPRAFAȚA DE CONTACT ALIAJ-FORMĂ

7.1. PARTICULARITĂȚILE SUPRAFEȚEI DE CONTACT ALIAJ-FORMĂ

Suprafața de contact dintre aliaj (piesă turnată) și formă este delimitată de două zone de contact :

— zona de contact a formei (zona *I*) ;

— zona de contact a piesei turnate (zona *II*).

a. *Particularitățile zonei de contact a formei.* Zona de contact a formei este reprezentată de grosimea stratului formei care participă direct la procesul de acumulare a căldurii precum și la procesul schimbului de masă (molecule, ioni, atomi), între aliajul lichid și formă.

Grosimea zonei de contact a formei se poate determina cu relația :

$$Z_{c.f} = \frac{b_f \cdot \sqrt{\alpha_{pf}}}{R_t}, \qquad (7.1)$$

în care : $Z_{c.f}$ este grosimea zonei de contact a formei ;

b_f — coeficientul de acumulare a căldurii de către peretele formei ;

α_{pf} — coeficientul de transmitere a căldurii de la peretele piesei la peretele formei ;

R_t — rezistența termică a stratului de amestec din zona de contact.

Grosimea zonei de contact este influențată de viteza de răcire a aliajului, temperatura de turnare, precum și de intensitatea desfășurării reacțiilor fizice, chimice, termice și mecanice la interfața aliaj-formă.

Zona de contact a formei constă din :

— stratul *I*, ce se caracterizează prin prezența compușilor chimici și prin compuși topiți : oxizi, sulfuri, nitruri, hidruri ;

Scanned with OKEN Scanner

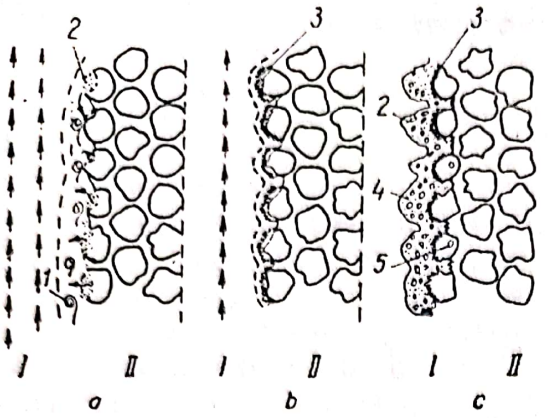


Fig. 7.1. Microgeometria suprafeței de contact a formei în funcție de condițiile hidrodinamice la umplere a cavității formei (*a*), în funcție de tendința de umectare, corespondența cristalochimică și porozitate (*b*) și în funcție de presiunea metalostatică și gazoasă (*c*):

1 — turbulențe locale; *2* — incluziuni nemetalice; *3* — cristale; *4* — segregații; *5* — zone de cavitație.

— stratul *II* constă din produse de transformare polimorfe (de distrugere termică, disociere, fisuri, procese de șamotizare și mulitizare a particulelor din materialul formei).

Raportul dintre adîncimile celor două straturi este determinat de compoziția chimică și de temperatură și este cuprins între 1 : 3 . . . 1 : 5.

Microgeometria suprafeței de contact indică mecanismul reacțiilor care pot avea loc între aliajul lichid și suprafața formei.

În figura 7.1 se prezintă microgeometria suprafeței de contact a formei.

Microgeometria reprezentată în figura 7.1, *a*, se explică astfel: în timpul umplerii formei, viteza de deplasare a aliajului lichid este mult mai mare ca viteza de umectare a acestuia față de suprafața formei ($v_d \gg v_u$). În timpul deplasării aliajului lichid are loc un proces de spălare a stratului de gaz sau de aer absorbit la suprafața peretelui formei, precum și a aerului superficial, astfel luînd naștere turbulențe care influențează activ asupra zonelor de cavitație. Toate acestea determină formarea unui strat cu lichid de suspensie care prezintă puncte de contact cu macro- și microgrăunții de la suprafața formei. Structura și microgeometria reprezentată în figura 7.1, *b* se explică prin faptul că în timpul procesului de cristalizare, cînd raportul între viteza de deplasare și cea de umectare se schimbă ($v_d < v_u$), devin esențiale forțele de aspirație capilară, interacțiunea cristalochimică și energetică asupra suprafeței. Sub acțiunea acestor procese se formează stratul piesei turnate, care în linii mari redă macro- și microgeometria suprafeței formei.

La sfîrșitul alimentării a cristalizării stratului superficial, asupra geometriei suprafeței, exercită o mare influență presiunea ferostatică, de vapori și gaze, precum și interacțiunea chimică între aliaj și formă (fig. 7.1, *c*).

Procesul de interacțiune chimică între aliaj și formă se dezvoltă pînă la apariția interstițiului gazos între aliaj și formă, ceea ce intensifică și mai mult posibilitatea de distrugere a suprafeței de contact, a piesei turnate cît și a formei.

Suprafața de contact dintre aliajul lichid și formă și particularitățile suprafeței de separare dintre cele două sînt determinate de mărimea unghiului de umectare precum și de structura formei în stratul superficial.

b. *Particularitățile zonei de contact a piesei.* Zona de contact a piesei turnate include un anumit strat de aliaj, a cărui structură se formează direct sub influența formei. Sub acțiunea compoziției chimice, a proceselor de cris-

talizare și a vitezei de răcire a aliajului lichid, se formează în piesă zonele structurale care constau din cristale echiaxiale, columnare, și cristale echiaxiale mari.

Zona de contact a piesei se formează în condiții specifice și din acest motiv se semnalează următoarele particularități de formare :

— suprafața mare de contact dintre aliajul lichid și formă, în sensul că faza lichidă urmărește îndeaproape, datorită forțelor de umectare, conturul peretelui cavității formei, microgeometria acestuia ;

— straturile superficiale ale piesei turnate se formează la viteze foarte mari de răcire, ceea ce determină dimensiunile și existența zonelor macrostructurale ale piesei ; vitezele de răcire pot varia între 50...10 000°C/s ;

— cristalizarea aliajelor lichide are loc sub influența particulelor din pereții formei. În condițiile de încălzire bruscă a straturilor superficiale din cavitatea formelor se mărește brusc energia cinetică de mișcare a atomilor din aceste materiale.

Ionii, atomii, la aceste temperaturi au posibilitatea de schimb între aliaj și materialul formei și ca urmare formarea unor dislocații de suprafață.

Granulele din suprafața de contact a formei sau a stratului de vopsea prezintă un mare număr de legături necompensate, defecte, fisuri, neuniformități, toate acestea acționează asupra straturilor apropiate de aliaj lichid.

Dimensiunile cristalelor metalice (de la suprafața de contact a piesei turnate) și orientarea lor, depind de dimensiunile și de rețeaua cristalină a grăunților din straturile de vopsea și superficiale ale formelor. S-a constatat astfel că în cazul turnării aliajelor feroase în forme tratate cu vopsele pe bază de zirconiu, grăunții metalici în piesa turnată s-au obținut de 3...5 ori mai mari ca la cristalizarea acelorași aliaje dar folosind ca strat de vopsea, marșalita.

Cristalizarea fierului pur, în cazul straturilor de vopsea pe bază de zirconiu, duce la obținerea de grăunți cu suprafața de $5{,}3 \cdot 10^4$ μm^2, iar în cazul utilizării vopselelor cu marșalită suprafețe de $2{,}5 \cdot 10^6$ μm^2 (adică de 46 ori mai mari). De aici, importanța deosebit de mare a dirijării procesului de cristalizare, pe care o prezintă suprafața superficială a cavității formei sau stratul de vopsea.

Experiențele arată că microgeometria zonei de contact a piesei turnate este direct dependentă de prezența porilor, fisurilor, a părților ieșinde în straturile de vopsea, care determină forțe capilare și de absorbție a aliajului lichid în pereții formei s-a constatat că în aceleași condiții de lucru creșterea densității și a unghiului de umectare a straturilor de vopsea contribuie la micșorarea rugozității peretelui piesei turnate. Neuniformitatea chimică și fizică a suprafeței de contact a piesei turnate scade cu scăderea tensiunii de vapori și a activității chimice a componentelor utilizate în vopseaua de protecție și odată cu mărirea vitezei de răcire a formei.

Activitatea chimică a suprafeței este caracterizată prin rezistența la reacții chimice, la oxizi și gaze și depinde de unghiul de umectare al aliajului lichid și de transformările polimorfe, densitate, temperatura de interacțiune de contact și de sinterizare a componenților.

Din punct de vedere al proprietăților cristalochimice, materialele din vopseaua pentru formă pot fi cu efect modificator, în care caz grăunții se

Scanned with OKEN Scanner

caracterizează prin dimensiuni corespunzătoare parametrilor cristalini ai rețelei metalului și printr-o densitate reticulară a atomilor într-un volum standardizat.

Astfel de vopsele asigură finisarea structurii grăunților din piesa turnată, adică din stratul de contact.

Un al doilea efect care poate fi obținut este cel de aliere, în care caz straturile superficiale ale formei sau vopselei conțin elemente care pot să difuzeze activ în zona de contact a piesei turnate și straturi inerte din punct de vedere chimic, caracterizate printr-un unghi maxim de umectare de către aliajul lichid, prin absența apei higroscopice, cristalizare și constituție și în general prin proprietăți termice ridicate la temperatură.

Grosimea zonei de contact a piesei $Z_{c.p.}$ depinde de mărimea capacității de răcire a formei. Pentru piesele turnate din oțel carbon această dependență poate fi exprimată cu relația :

$$Z_{c.p.} = K'\beta, \tag{7.2}$$

în care K' este o valoare constantă, dependentă de natura aliajului din care se toarnă piesa (pentru oțel carbon $K' = 532$).

Zona de contact a piesei constă din cristalite fine (microcristale) care se formează sub influența activității chimice ca urmare a asemănării cristalochimice, transferul de masă prin difuzie, amestecare mecanică și alte procese care apar la suprafața de contact dintre aliaj și formă.

7.2. PROCESELE TERMICE CARE AU LOC ÎN PEREȚII FORMEI SUB INFLUENȚA CÎMPULUI DE TEMPERATURĂ

Cîmpul de temperatură în pereții formei este cauzat de schimbul de căldură în sistemul aliaj-formă și caracterizează în fiecare moment practic toate procesele care au loc la suprafața de contact piesă-formă și în volumul formei.

Procesele termice care au loc în pereții formei pot fi caracterizate prin trei parametri :

— durata contactului direct între aliajul lichid și suprafața pereților formei. În această perioadă se formează aproape toate tipurile de defecte de suprafață : aderențe, creste, cruste ;

— viteza de încălzire a amestecului pe adîncimea peretelui formei care depinde de proprietățile termofizice ale materialelor formei ;

— adîncimea zonei de contact a formei la care se ating temperaturi mai mari de 450°C și cînd încep cele mai importante transformări ale componentelor amestecurilor de formare.

Din punct de vedere al schimbului de căldură o importanță deosebită o are șocul termic, care provoacă distrugerea straturilor superficiale ale formei.

De exemplu, la umplerea formei, straturile de amestec în contact cu aliajul lichid se încălzesc la temperaturi apropiate de ale aliajului. Suprafețele de la partea superioară a cavității formei, paralele cu oglinda aliajului în urcare, se încălzesc puternic încă în timpul umplerii, înainte de a veni în contact cu aliajul, datorită intensității mari a radiațiilor termice care cad perpendicular pe aceste suprafețe (energia transmisă prin radiații unei suprafețe este proporțională cu $\cos \varphi$; φ fiind unghiul format de raze cu normala la

Scanned with OKEN Scanner

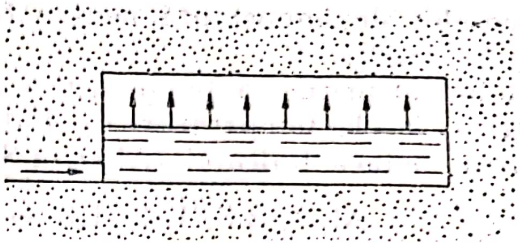


Fig. 7.2. Acțiunea termică a aliajului în timpul curgerii prin cavitatea formei.

suprafață — fig. 7.2). Căldura primită este în parte înmagazinată de straturile de amestec (crește temperatura straturilor), iar o parte este transmisă prin conducție straturilor exterioare și apoi mediului ambiant prin convecție.

Straturile în contact cu aliajul lichid ajung la o temperatură ridicată și apropiată de a aliajului. Straturile mai depărtate ajung la o temperatură mai mică și mult mai tîrziu, deoarece o parte din căldură este reținută de straturile apropiate.

Deci, în timpul turnării aliajului lichid în cavitatea formei, pereții acesteia se încălzesc, temperatura variind de la suprafața interioară, spre exterior conform figurii 7.3.

Sub acțiunea căldurii componenții amestecurilor se comportă diferit: unii suferă dilatări, alții contracții.

În cazul amestecurilor din sistemul nisip-argilă, constituenții principali sînt: granulele de cuarț (SiO_2), argila refractară reprezentată prin caolinit ($Al_2O_3 \cdot 2\,SiO_2 \cdot 2\,H_2O$), amestecul recirculat alcătuit din oxizi liberi SiO_2 și Al_2O_3, mullit ($3\,Al_2O_3 \cdot 2\,SiO_2$) și silimanit ($Al_2O_3 \cdot SiO_2$). La încălzire, cuarțul se transformă astfel (fig. 7.4):

$$\alpha\,SiO_2 \xrightarrow[2{,}4\%]{575^\circ C} \beta SiO_2 \xrightarrow[14{,}7\%]{870^\circ C} \text{tridimit} \xrightarrow{1\,470^\circ C} \text{cristobalit}. \qquad (7.3)$$

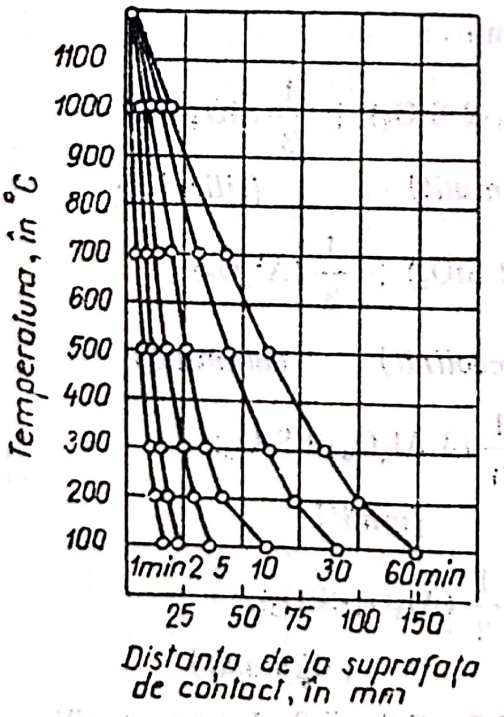


Fig. 7.3. Variația temperaturii în peretele formei la diferite distanțe de la suprafața de contact și la diferiți timpi.

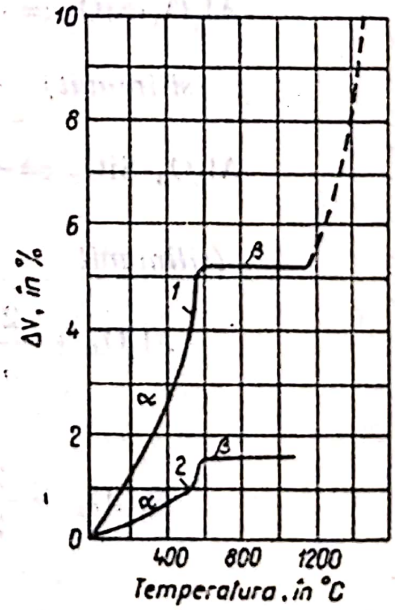


Fig. 7.4. Variația volumului cuarțului (*a*) și a nisipului cuarțos (*b*) la încălzire.

Deosebit de importantă pentru forme este transformarea la 575°C, din αSiO_2 în βSiO_2.

Caolinitul pierde la temperatura 100...120°C apa higroscopică, cu efect endoterm, iar la temperaturi de 450...600°C pierde apa de constituţie, cu formarea metacaolinitului ($Al_2O_3 \cdot 2\ SiO_2$):

$$Al_2O_3 \cdot 2\ SiO_2 \cdot 2\ H_2O \rightarrow Al_2O_3 \cdot 2\ SiO_2 + 2\ H_2O. \qquad (7.4)$$

Reacţia este complet terminată la temperaturi de circa 900°C.

La încălzire, metacaolinitul se descompune cu formare de mulit sau silimanit şi silice amorfă (în domeniul 900...1 250°C):

$$Al_2O_3 \cdot 2\ SiO_2 \rightleftharpoons \frac{1}{3}(Al_2O_3)_3 \cdot 2\ SiO_2 + \frac{4}{3} SiO_2, \qquad (7.5)$$

(metacaolinit) (silimanit) (silice amorfă)

şi:

$$Al_2O_3 \cdot 2\ SiO_2 \rightleftharpoons Al_2O_3 \cdot SiO_2 + SiO_2. \qquad (7.6)$$

(metacaolinit) (silimanit) (silice amorfă)

Reacţia de formare a mulitului are loc la temperaturi mai scăzute, în timp ce reacţia de formare a silimanitului este iniţiată la temperaturi mai ridicate.

Mulitul se descompune prin încălzire în silimanit şi alumină:

$$\frac{1}{3}(3\ Al_2O_3 \cdot 2\ SiO_2) \rightleftharpoons \frac{2}{3}(Al_2O_3 \cdot SiO_2) + \frac{1}{3} Al_2O_3 \qquad (7.7)$$

(mulit) (silimanit) (alumină)

Silimanitul suferă următoarele transformări:

$$Al_2O_3 \cdot SiO_2 \rightleftharpoons \frac{1}{3}(3\ Al_2O_3 \cdot 2\ SiO_2) + \frac{1}{3} SiO_2, \qquad (7.8)$$

(silimanit) (mulit) (silice)

$$Al_2O_3 \cdot SiO_2 \rightleftharpoons \frac{1}{3}(Al_2O_3 \cdot 2\ SiO_2) + \frac{1}{3}(Al_2O_3), \qquad (7.9)$$

(silimanit (metacaolinit) (alumină)

$$Al_2O_3 + \frac{2}{3} SiO_2 \rightleftharpoons \frac{1}{3}(3\ Al_2O_3 \cdot 2\ SiO_2), \qquad (7.10)$$

(mulit)

$$Al_2O_3 + \frac{2}{3} SiO_2 \rightleftharpoons \frac{1}{3}(Al_2O_3 \cdot SiO_2). \qquad (7.11)$$

(silimanit)

Oxizii liberi rezultaţi din reacţiile 7.7; 7.8; 7.9, formează silimanit cu preponderenţă şi mulit (7.10); (7.11).

Reacţia (7.9), la temperaturi ridicate, se desfăşoară spre stînga, ceea ce arată că silimanitul este mai stabil.

Scanned with OKEN Scanner

Pe de altă parte, alumina liberă (fie cea rezultată din reacția (7.9), fie cea din amestecul recirculat), reacționează cu metacaolinitul, formînd silimanit și mulit, conform reacțiilor (7.9) și (7.12):

$$\frac{1}{3}Al_2O_3 + \frac{1}{3}(Al_2O_3 \cdot 2SiO_2) \rightleftharpoons$$

(metacaolinit)

$$\rightleftharpoons \frac{1}{3}(3\ Al_2O_3 \cdot 2\ SiO_2). \qquad (7.12)$$

(mulit)

Toate transformările arătate au loc în stare solidă, cu importante modificări de volum.

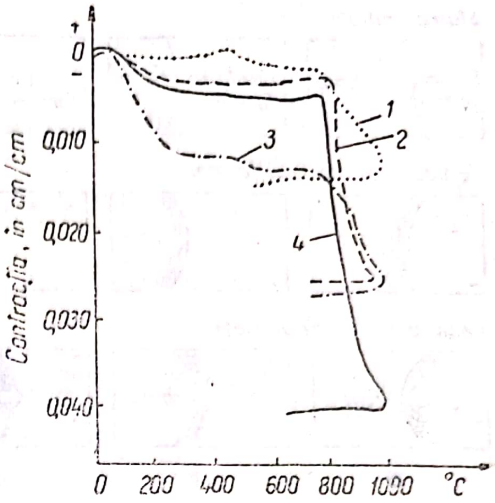


Fig. 7.5. Variația densității amestecului în funcție de numărul de cicluri de folosire:
1 — argilă tip I; *2* — argilă tip II; *3* — bentonită tip I; *4* — bentonită tip II.

Procesul de transformare a caolinitului în metacaolinit și a acestuia în silimanit poartă denumirea de *oolitizare* (șamotizare), acest proces este însoțit de micșorarea densității materialului formei (fig. 7.5).

Datorită transformărilor mai sus menționate, amestecurile din argilă și bentonită își micșorează dimensiunile; la încălzire se contractă (fig. 7.5).

Aceste variații de volum se transmit într-o mare măsură asupra formei al cărui material este constituit din nisip cuarțos și argilă sau bentonită.

Ținînd seama de proporția cuarțului în amestecul de formare, la încălzire forma se va dilata: la suprafața de lucru, mai mult, în straturile interioare mai puțin, în funcție de temperatură.

Dilatarea maximă a formei se constată la temperatura de transformare αSiO_2 în βSiO_2 (fig. 7.4).

La temperaturi mai ridicate, dilatarea se micșorează datorită contracției mari a argilei (fig. 7.5) și a deformării plastice a amestecului de formare.

Dilatarea puternică a straturilor de material la suprafața de lucru a formei determină apariția tensiunilor de contracție, iar în interiorul pereților formei a tensiunilor de întindere. Valoarea maximă a tensiunilor (uneori pînă la 130 daN/cm²) se constată la temperaturi de circa 575°C (fig. 7.6).

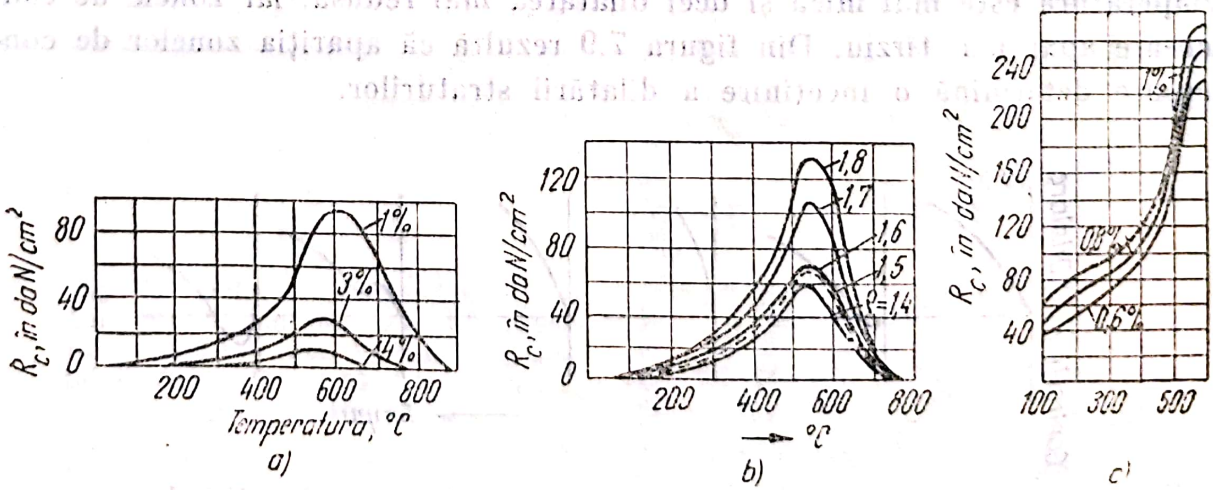


Fig. 7.6. Influența temperaturii asupra tensiunilor de compresiune care apar la suprafața de lucru a formelor în funcție de conținutul de rumeguș (*a*), gradul de îndesare (*b*) și contracția metalului (*c*).

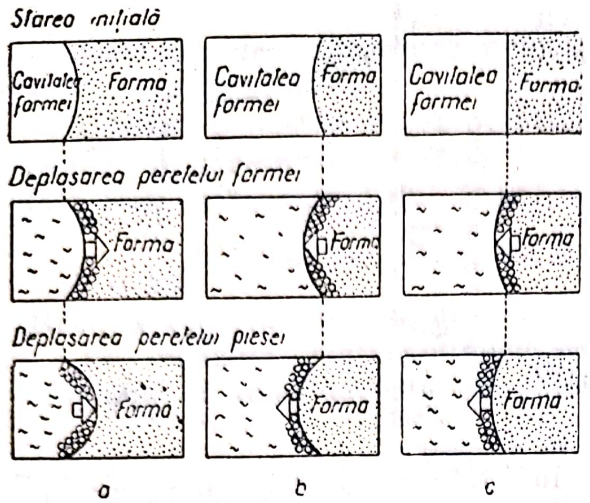


Fig. 7.7. Direcția de deformare a pereților formei și a piesei în funcție de geometria suprafeței :
a — concavă ; *b* — convexă ; *c* — plană.

Dilatarea materialului formei la încălzire poate provoca fie micșorarea dimensiunilor cavității formei fie mărirea lor, în funcție de forma suprafeței de contact (fig. 7.7) :

— la peretele concav (fig. 7.7, *a*), deplasarea se face spre forma de amestec, fiind singura posibilă.

— în cazul peretelui convex (fig. 7.7, *b*), deplasarea se face spre aliajul lichid ;

— în cazul suprafeței plane (fig .7.7, *c*), datorită dilatării peretele formei exercită o presiune în cele două puncte marginale de sprijin, aceste puncte fiind fixe peretele se va curba, spre aliajul lichid ;

În afară de temperatură, asupra deformației materialului formei influențează compoziția amestecului (natura și proporția adaosurilor), gradul de îndesare, contracția aliajului etc.

Factorii care micșorează proporția de pori sau măresc rezistența peliculelor de liant, gradul de îndesare, adaos de marșalită, argilă, silicat sodiu, contribuie doar în mică măsură la anihilarea dilatării granulelor de cuarț la încălzire, care constituie de fapt dilatarea peretelui ; ca urmare, cresc tensiunile, se măresc sau se micșorează dimensiunile formei, implicit și dimensiunile piesei turnate (tab. 7.1 și fig. 7.8).

Factorii care măresc volumul porilor și micșorează rezistența formelor, cum sînt adaosurile de materiale carbonice, rumegușul, rășinile, contribuie la anihilarea dilatării granulelor de cuarț avînd rol de amortizare, măresc compresibilitatea formelor și în final micșorează tensiunile și dilatarea formei (fig. 7.8 și tab. 7.1).

Cu cît straturile se găsesc mai departe de suprafața de contact, cu atît temperatura este mai mică și deci dilatarea mai redusă, iar zonele de condensare apar mai tîrziu. Din figura 7.9 rezultă că apariția zonelor de condensare determină o încetinire a dilatării straturilor.

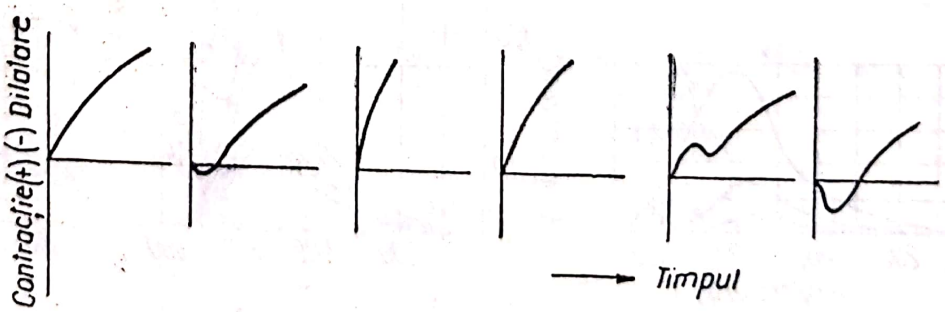


Fig. 7.8. Influența compoziției amestecului asupra direcției de deplasare a pereților formei, imediat după turnarea metalului. Probă cilindrică cu diametrul de 50 mm.

Tabelul 7.1

Influența diferiților factori asupra deformației cavității formei

Factorul	Mecanismul influenței
Umiditatea	— Mărește dilatarea (spre exterior) cavității cilindrice, datorită măririi densității și rezistenței amestecului în stare uscată ; — Mărește tensiunile de compresiune (fig. 7.7, *a*)
Adaos : — marșalita — argila calcinată — silicat de sodiu	— Adaosuri care măresc rezistența și densitatea ; — Determină creșterea dilatării și a tensiunilor, precum și a cavității formelor (fig. 7.7, *a*)
Adaos : — praf de cărbune (antracit) — bitum	Praful de cărbune cu multe volatile (circa 35%) și bitumul se înmoaie (plastifică) la 350...450°C prin descompunerea prafului de antracit (de cărbune) rezultă, prin alte produse, termobitumin, care în intervalul de temperatură 350...450°C reprezintă o masă fluidă, prin aceasta se micșorează distanțele dintre grăunți. Ca urmare forma se contractă (cavitatea formei se micșorează). Peste 450°C, crește rezistența și forma se dilată (fig. 7.7, *b*, *c*).
Adaos : — praf de turbă — praf de lemn — rășini	În timpul turnării ele ard și măresc contracția (micșorează cavitatea formei ; micșorează tensiunile ; măresc compresibilitatea datorită formării porilor prin arderea lor (fig. 7.7, *a*)
Gradul de îndesare a amestecului	Mărește dilatarea și valoarea tensiunilor ; se micșorează porozitatea (fig. 7.7, *b*)
Contracția metalului	Contracția metalului prin frecarea exercitată asupra peretelui formei, creează tensiuni de contracție, deci mărește tensiunile și dilatarea cavității formei (fig. 7.7, *a*)
Temperatura metalului	Mărește dilatarea cuarțului, mărește tensiunile și deformațiile formei

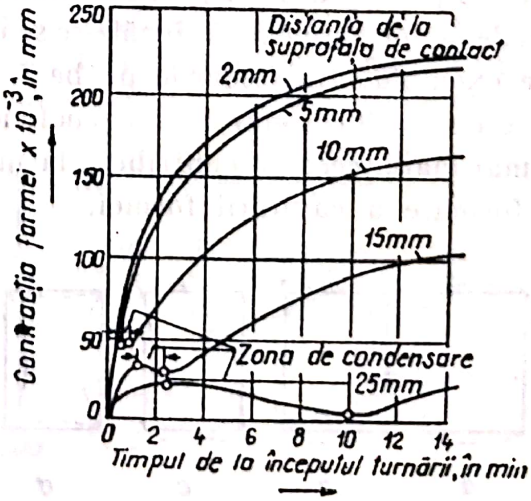


Fig. 7.9. Deformația diferitelor straturi din formă (amestec cu bentonită, cu 3,1% apă, la turnarea fontei cenușii : S_c = 0,90, T_{turn} = 1 370°C, probe ∅ 50 mm).

Scanned with OKEN Scanner

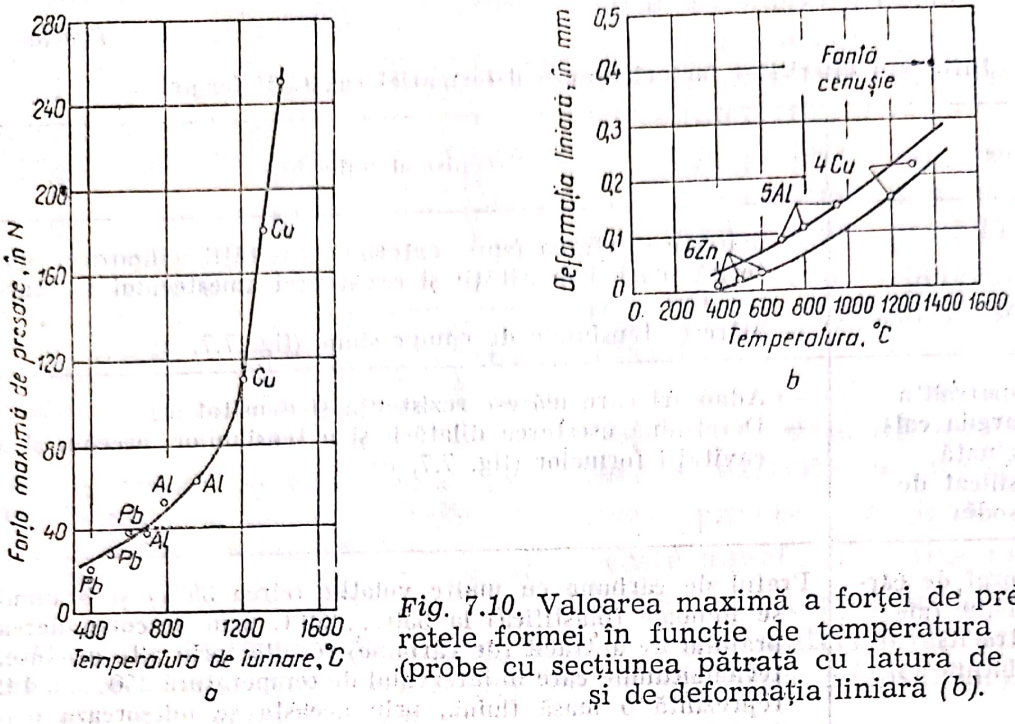


Fig. 7.10. Valoarea maximă a forței de presare în peretele formei în funcție de temperatura de turnare (probe cu secțiunea pătrată cu latura de 30 mm) (*a*) și de deformația liniară (*b*).

În cazul formelor crude deformația după turnare poate atinge valori de pînă la 3% față de dimensiunile dinaintea turnării, iar în cazul formelor uscate deformația este cu ~30% mai mică, la același grad de îndesare.

În procesul de deformare, straturile de la suprafața de lucru a formelor (zona de contact metal-formă) exercită o presiune asupra straturilor mai îndepărtate.

Pe măsură ce gradientul de temperatură pe secțiunea peretelui formei se micșorează, viteza de creștere a deformațiilor și a presiunilor se micșorează (fig. 7.10).

Gradul de deformare depinde de geometria piesei turnate și de condițiile tehnologice de turnare.

În figura 7.11 se exemplifică posibilitățile de deformare a cavității unei forme în condițiile folosirii diferitelor grade de îndesare a amestecului.

Pentru a mări stabilitatea dimensională a cavității formei în timpul turnării (deci pentru a mări precizia dimensională a pieselor turnate) se folosesc materiale de formare care la încălzire se dilată într-o măsură mai mică (tab. 7.2).

De exemplu, amestecurile pe bază de zircon ($ZrSiO_4$) au coeficientul de dilatare de cca 2 ori mai mic iar coeficientul de acumulare a căldurii cu circa 30% mai mare, ceea ce contribuie la micșorarea de circa două ori a gradului de deformare a cavității formei.

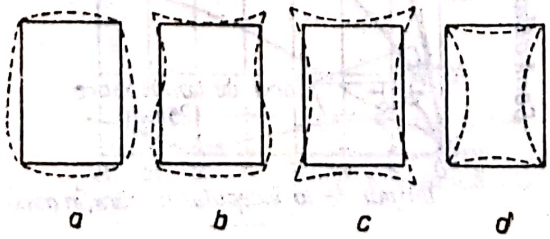


Fig. 7.11. Variația posibilă a configurației cavității dreptunghiulare a formei cauzată de deformarea termică :
a — îndesare slabă ; *b* — mărită ; *c* — ridicată ; *d* — foarte ridicată.

Tabelul 7.2

Variația proprietăților pînă la 1 000°C

Materialul	Compoziția materialului	Coeficient de dilatare liniară, $\alpha \cdot 10^6$		Densitatea în kg/dm³	
		Inițial	După stabilizare	Inițial	După stabilizare
Pirofilit	— mulit, corindon, volastonit	16,6	1,59	2,68	2,48
Cromit	— spineli, forsterit, periclaz, clinoenstatit, magnezio-ferit	6,0	4,8	3,68	4,15
Talc	— clinoenstatit, protoenstatit, forsterit, periclaz	11,2	7,6	2,84	2,7
Zircon	— brazilit, cuarț, zirconat de calciu	6,2	3,4	2,43	4,23
Silimanit	— mulit, corindon, silimanit	19,0	2,4	3,2	3,3
Nisip cuarțos	cuarț	9,0	0,87	2,6	2,2

O stabilitate ridicată a formelor se constată și în cazul folosirii amestecurilor pe bază de olivină și cromit (fig. 7.12).

Din figura 7.12 se poate deduce că amestecurile pe bază de nisip cuarțos, prin încălzire la 100°C se dilată cu ~1,5%. Histerezisul arătat de curbele dilatometrice se explică prin mărirea porozității materialelor în timpul încălzirii.

Deformarea în cazul utilizării nisipului cromitic este de 2,5...3 ori mai mică iar histerezisul este negativ, ceea ce indică un proces de sinterizare (fig. 7.11, *c*).

Olivina și zirconul se dilată mai puțin și uniform la încălzire și nu prezintă transformări alotropice (fig. 7.11, *d*).

Aceste materiale sînt folosite pentru prepararea amestecului de model și a vopselelor pentru forme.

Dilatarea puternică a straturilor superficiale ale formei sub acțiunea căldurii transmisă prin radiație (suprafețe ale formei care sînt umplute cu aliajul lichid mai tîrziu) determină apariția unor defecte de suprafață cum sînt:

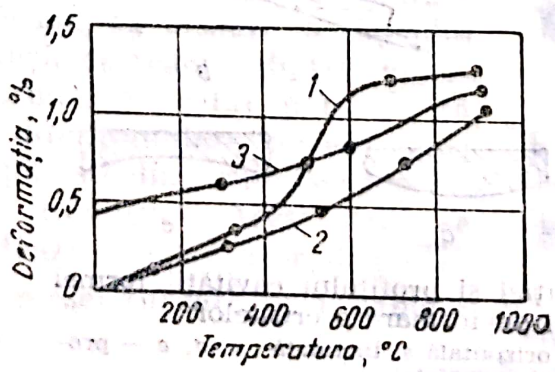


Fig. 7.12. Dilatarea și deformarea olivinei și cuarțului la încălzire:
1 — dilatarea cuarțului; 2 — dilatarea olivinei cu nisip cuarțos; 3 — deformația amestecului de olivină și nisip cuarțos.

Scanned with OKEN Scanner

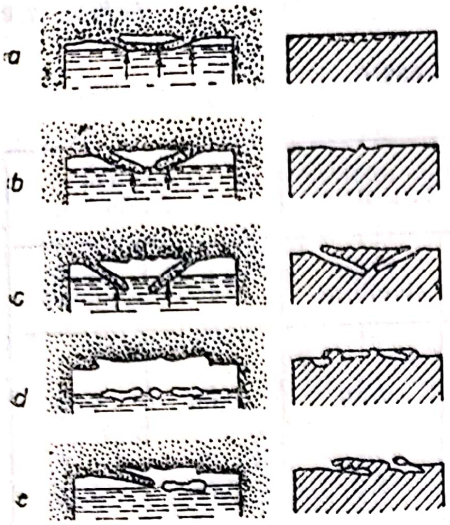


Fig. 7.13. Mecanismul formării defectelor de suprafață cauzate de dilatarea și fisurarea straturilor superficiale ale formei.

— adîncituri sub formă de val, cu suprafața rugoasă (defect denumit cută) cauzate de dilatarea pereților formei (fig. 7.13, *a*);

— surplus de metal pe suprafața piesei turnate, sub formă de creste (nervuri sau solzi) cauzate de pătrunderea metalului lichid în fisurile formei sau miezului (fig. 7.13, *b*);

— cruste metalice pe pereții pieselor turnate, despărțite parțial sau total de corpul piesei printr-un strat de amestec (cu denumirea de scoarțe sau plăgi) formate datorită fisurării și ruperii stratului superficial al formei (fig. 7.13 *c*, *d*, *e*).

Factorii care intensifică tendința de formare a defectelor de suprafață arătate mai sus sînt:

— factori legați de natura aliajului: temperatura de topire (turnare) ridicată;

— factori care privesc natura formei; coeficientul de dilatare termică mare, gradul de îndesare, absența adaosurilor care măresc compresibilitatea formelor, conductibilitatea termică mică a formelor;

— factori tehnologici: viteza mică de umplere a cavității formei contribuie la mărirea cantității de căldură radiată (durata de radiație nu trebuie să depășească, de exemplu, pentru piesele mici și mijlocii, 15 secunde în cazul formelor crude și 40 secunde în cazul formelor uscate), suprafețele orizontale sînt cele mai defavorabile. Turnarea pieselor cu suprafețe mari în poziție înclinată micșorează tendința de formarea crustelor (fig. 7.14, *b*), realizîndu-se în acest fel o viteză mai mare de ridicare a nivelului băii de metal, căldura fiind radiată spre noi porțiuni ale suprafeței formei;

— factori legați de configurația piesei (configurația cavității formei): suprafețele concave au tendință mare de încălzire și deformare, întrucît captează cel mai bine căldura radiată (fig. 7.14, *c*, *d*).

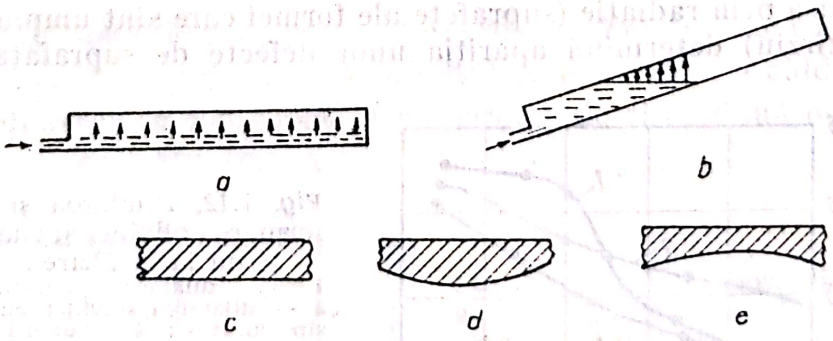


Fig. 7.14. Influența poziției și profilului cavității formei asupra tendinței de formare a crustelor:
a și *b* — poziție de turnare orizontală și înclinată; *c*, *d*, *e* — profilul suprafeței.

7.3. PROCESELE MECANICE

Procesele termice și cele mecanice la interfața aliaj-formă sînt strîns legate între ele și se desfășoară concomitent.

La turnarea aliajului lichid, forma din amestec primește sau mai bine zis recepționează presiunea metalostatică și șocul hidraulic, sub acțiunea cărora are loc în cazul formelor din amestec distrugerea stratului superficial, deformarea formei și formarea aderențelor mecanice (fizice).

Apariția aderențelor mecanice este determinată de pătrunderea aliajului lichid în capilarele formei, fără să se formeze produși de reacție, proces care poate fi descris cu ajutorul teoriei curgerii lichidelor prin medii poroase.

Diferența h dintre nivelul lichidului în capilar și la suprafața liberă a aliajului se determină cu relația :

$$h = \frac{2}{\rho g r} \cdot \sigma \cos \theta, \qquad (7.13)$$

în care : ρ este densitatea aliajului ;
g — accelerația gravitațională ;
r — raza canalului capilar ;
σ — tensiunea superficială a lichidului ;
θ — unghiul de umectare.

Dacă lichidul (aliajul topit) nu umectează suportul solid (peretele formei, granula din amestec) atunci $\theta > 90°$ iar $\cos \theta < 0$, pentru pătrunderea lichidului în capilar este necesară o presiune mai mare decît cea critică, determinată pe baza relației (7.14).

Factorii care influențează procesul de pătrundere a aliajului lichid în porii formei pot fi grupați :

— factori fizico-chimici (ρ, σ, θ) ;
— factori geometrici sau tehnologici (h, r).

Aderențele la suprafața piesei turnate apar sub următoarele aspecte (fig. 7.15) :

1) suprafață rugoasă ;
2) suprafață de sinterizare ;
3) suprafață cu amestec de formare pătruns în peretele piesei ;
4) metal pătruns în spațiile intergranulare.

Așadar, primul tip de aderență reprezintă de fapt o aderență fizică. Al doilea tip reprezintă pătrunderea nisipului în suprafața de contact metal formă, ca urmare a faptului că produșii de reacție dintre materialul formei și metal pătrund în spațiile intergranulare la o adîncime care depășește dimensiunile propriuzise ale grăunților. Acest strat se îndepărtează relativ ușor de pe suprafața piesei turnate prin sablare cu alice.

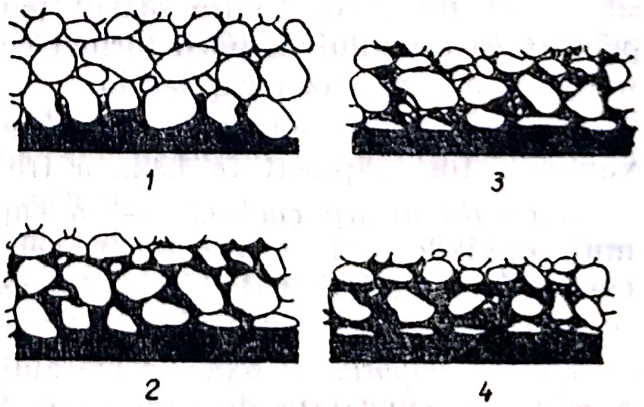


Fig. 7.15. Apariția aderențelor pe suprafața piesei turnate.

Produșii de reacție dintre materialul formei și aliajul lichid ($FeO \cdot SiO_2$, $3\,Al_2O_3 \cdot 2\,SiO_2$), la răcire lentă, formează straturi cristaline, slab legate de suprafața piesei. Aliajul lichid umple porii pînă la jumătatea primului strat de grăunți.

Primul tip de aderență este o aderență de natură fizică, al doilea tip este de natură fizico-chimică. Al treilea tip de aderență se formează în condițiile precedente, cu deosebirea că viteza de răcire mare a pieselor turnate determină formarea unei structuri sticloase a silicaților (care posedă legături mult mai mari cu suprafața piesei turnate) ceea ce determină o curățire de durată a pieselor turnate (fig. 7.15, *3*).

Al patrulea tip de aderență constă în pătrunderea fazei lichide metalice în spațiile intergranulare, la o adîncime mai mare decît dimensiunea primului strat de granule (fig. 7.15, *4*), ceea ce duce la apariția pe suprafața piesei turnate a unui strat ce constă dintr-un schelet metalic, dintr-o peliculă metalică, o peliculă de oxizi și de silicați pe suprafața granulelor de cuarț.

Pătrunderea mecanică a aliajului lichid între granulele de nisip se realizează atunci cînd presiunea metalostatică depășește valoarea critică :

$$p \geqslant \frac{2\sigma \cos \theta}{r}. \qquad (7.14)$$

Valoarea presiunii critice este diferită în funcție de gradul de îndesare a amestecului în formă, de granulația nisipului și de tensiunea superficială a aliajului lichid.

Pătrunderea metalului pe baza reacțiilor chimice se explică în principal prin formarea oxizilor de fier cu temperatura de topire = 1 377°C, tensiunea superficială de 585 dyne/cm (0,585 N/m), unghiul de umectare a suprafeței grăuntelui de 21°, spre deosebire de fierul pur al cărui unghi de umectare este de 154°.

Aceste faze oxidice lichide, pe bază de silicați, favorizează pătrunderea aliajului lichid în porii formei.

Oxigenul necesar pentru oxidarea fierului este prezent în porii amestecului de formare sau apare ca rezultat al disocierii vaporilor de apă prin încălzirea cavității formei. O altă sursă de oxigen o constituie procesul de reducere de către fier a bioxidului de carbon, la oxid de carbon.

Oxizii de fier formați pe baza celor trei surse principale de oxigen amintite mai sus, reacționează la suprafața granulelor de cuarț unde formează silicați cu punct de topire scăzut (eutectice) care de asemenea favorizează penetrarea aliajului în porii formei pe seama micșorării presiunii capilare și datorită măririi razei capilarelor.

Un alt mod de pătrundere a aliajului lichid în porii formei sub formă de vapori a fost explicat în baza a trei ipoteze :

aderența de tip carbonil — la suprafața de contact metal-formă există mult oxid de carbon care reacționează cu fierul, formînd vapori de pentacarbonil de fier [$Fe(CO)_5$] care difuzează în porii amestecului de formare și se descompune apoi pînă la fier curat ;

ipoteza vaporizării oxizilor metalului, care presupune formarea vaporilor acestora la suprafața de contact metal-formă, care se depun pe suprafața grăunților, mărind capacitatea acestora de umectare de către aliajul lichid, ușurînd astfel pătrunderea în porii amestecului ;

Scanned with OKEN Scanner

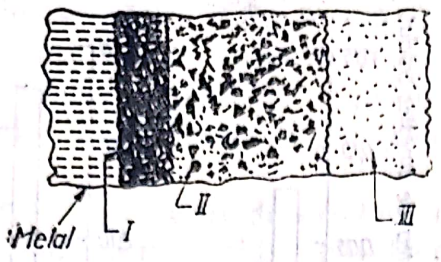


Fig. 7.16. Zonele de transformare din amestecul formei după turnarea aliajului :

I — zona de penetrare a aliajului ; *II* — zona cu silicați topiți ; *III* — zona netransformată.

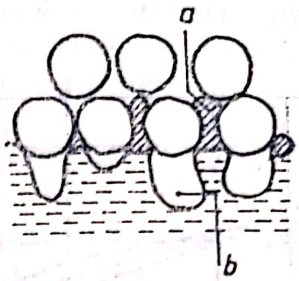


Fig. 7.17. Schema de apariție a defectelor cauzate de evaporarea explozivă a apei.

ipoteza vaporizării metalului lichid care presupune formarea de vapori de metal care difuzează în porii formei și se condensează.

Deplasarea ulterioară în porii formei este asociată cu formarea la suprafața de contact metal-formă, a unor hidrați gazoși sau a unor hidruri de siliciu, ca rezultat al reacției vaporilor de apă supraîncălziți sau a hidrogenului cu grăunți de cuarț, ceea ce duce la mărirea dimensiunilor porilor și implicit la pătrunderea metalului lichid.

În figura 7.16 se prezintă zonele de transformare din peretele formei după turnarea și solidificarea aliajului.

Tendința de formare a aderențelor este accentuată și de gradul de îndesare al amestecului de formare (în sistemul clasic nisip-argilă sau nisip-bentonită).

Mecanismul formării aderențelor se mai explică și pe baza desfășurării proceselor de expansiune a vaporilor de apă în microvolume la suprafața pereților formei.

Evaporarea bruscă, cu caracter exploziv, a apei este datorată șocului mecanic provocat de jetul de aliaj lichid pe suprafața peretelui formei.

În figura 7.17 se prezintă schema de apariție a defectelor cauzate de evaporarea explozivă a apei.

Șocul mecanic determinat de jetul de aliaj lichid provoacă pătrunderea unei oarecare cantități de aliaj în porii formei (fig. 7.17, *a*) și de asemenea determină apariția în anumite zone ale peretelui formei a unei presiuni relativ mare, ceea ce contribuie la intensificarea procesului de transmitere a căldurii.

Schimbul de căldură intensificat contribuie astfel la evaporarea bruscă a umidității din straturile superficiale ale peretelui formei precum și la solidificarea aliajului pătruns în porii formei.

Incluziunile gazoase formate în urma procesului de evaporare a apei pătrund în aliajul lichid, (fig. 7.17, *b*), deoarece porțiunile de metal solidificate frînează evacuarea gazelor în atmosferă prin porii formei.

Incluziunile gazoase care pătrund în aliajul lichid își măresc volumul și deplasează astfel aliajul lichid spre alte zone ale pereților poroși ai formei.

În baza acestui mecanism, aliajul lichid poate să pătrundă în peretele formei pe distanțe de ordinul milimetrilor.

Scanned with OKEN Scanner

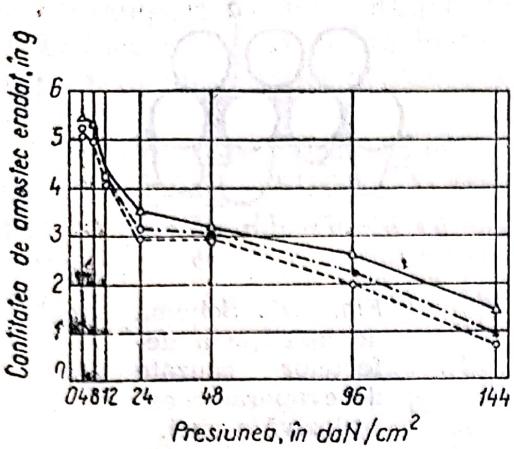


Fig. 7.18. Influența gradului de îndesare asupra eroziunii formelor.

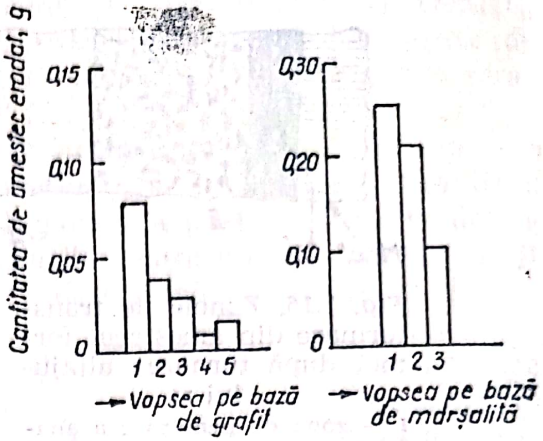


Fig. 7.19. Influența vopselelor asupra gradului de eroziune a formelor.

După cum se știe, rezistența amestecurilor de formare este determinată de desfășurarea în paralel a două procese :

— formarea legăturilor de adeziune la suprafața granulei de nisip-liant ;

— apariția forțelor de coeziune prin întărirea peliculei de liant.

Procesul de eroziune (de distrugere) a suprafeței formei în timpul turnării aliajului lichid este diminuat în cazul utilizării amestecului de formare cu grad ridicat de îndesare, care asigură o creștere a densității, o scădere a dimensiunilor porilor (a spațiilor intergranulare) și o creștere a punctelor de contact intergranulare care asigură rezistența mecanică a formei (fig. 7.18).

Utilizarea straturilor de vopsea asigură un plus de rezistență la eroziune a formelor, așa cum rezultă și din figura 7.19 în care se poate vedea că, utilizînd vopseaua refractară de turnătorie, procesul de eroziune a suprafeței formei este de circa 20 ori mai mic decît în cazul formelor nevopsite.

În figura 7.20 se prezintă dependența rezistenței la sfărîmare a amestecului de formare în funcție de presiunea de îndesare.

Există mai multe păreri în legătură cu influența cantității de aliaj turnat în formă asupra rezistenței formei la eroziune.

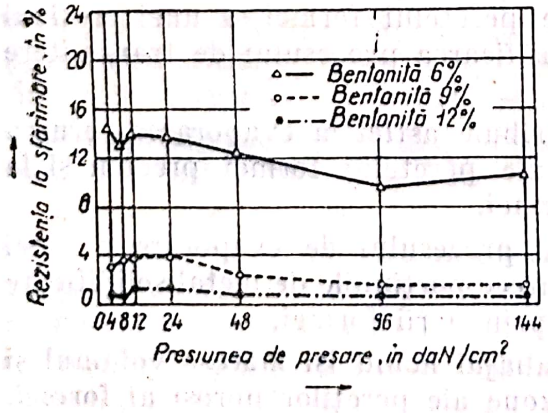


Fig. 7.20. Influența presiunii de îndesare asupra rezistenței amestecului de sfărîmare.

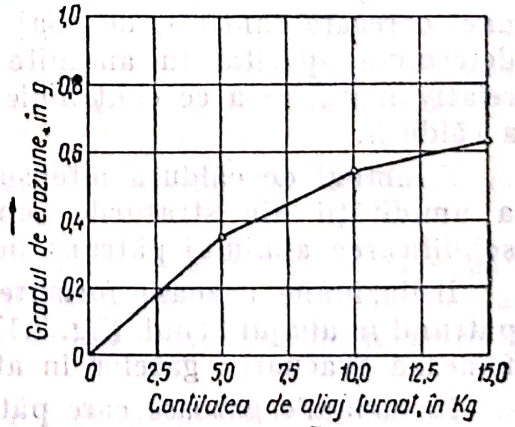


Fig. 7.21. Influența cantității de aliaj turnat în formă asupra gradului de eroziune ale acesteia.

Conform unor păreri, eroziunea este determinată de primele porții de aliaj lichid ce pătrund în formă, după care se formează un strat de aliaj protector care apără *spălarea* și erodarea continuă a formei.

O altă ipoteză consideră că gradul de erodare a pereților formei la curgerea aliajului lichid este direct proporțional cu cantitatea de aliaj turnat (fig. 7.21).

Rezultă că procesul de erodare este mult mai intens în prima etapă de curgere a aliajului lichid, apoi treptat, tendința de erodare se atenuează.

Se poate afirma în final că, gradul de erodare al formei (E) este invers proporțional cu gradul de îndesare a amestecului, care la rîndul lui este în relația de proporționalitate inversă cu volumul porilor. Prin urmare, procesul de erodare (E) și volumul de pori (V) din amestecul de formare sînt direct proporționale :

$$dE = \mu \cdot dV, \tag{7.15}$$

în care : μ este coeficient de proporționalitate.

7.4. GAZE ÎN FORME ȘI MIEZURI

Dintre toate sursele de formare a gazelor în sistemul piesă turnată-formă, cea mai importantă este materialul formei și al miezurilor, din care se degajă în timpul turnării o cantitate de gaze de circa 100 de ori mai mare decît conținutul de gaze al materialului.

7.4.1. MECANISMUL FORMĂRII GAZELOR

Apariția gazelor în forme și miezuri este determinată de următoarele procese fizico-chimice :

— evaporarea apei și a altor substanțe ;
— arderea substanțelor organice ;
— distilarea diferitelor substanțe organice solide și lichide ;
— degajarea apei de constituție ;
— descompunerea impurităților minerale care intră în compoziția amestecurilor pentru forme și miezuri ;
— disocierea gazelor care se degajă din aliaj și desfășurarea unor reacții chimice cu participarea fazei gazoase ;
— dilatarea aerului conținut în porii formelor și miezurilor înainte de turnare.

Procesele fizico-chimice arătate au natură diferită, însă ele se desfășoară practic concomitent în timpul procesului de turnare a pieselor.

Procesul de evaporare a apei capătă o importanță mare în cazul turnării metalelor în forme, crude. Formele pentru turnare conțin aproape întotdeauna apă (tabelul 7.3).

Scanned with OKEN Scanner

Tabelul 7.3

Clasificarea apei în materiale

Legătura	Tipul	Forma sub care se găsește	Temperatura de degajare a apei	Densitatea specifică kg/dm³
CHIMICĂ	de constituție de cristalizare	ioni molecule	300...1 300°C 200... 500°C	2,3 2,4
MECANICĂ	adsorbție	ioni și molecule	300... 500°C	1,25
LIBERĂ	higroscopică în canale capilare	molecule molecule	110°C 105°C	1,15

Apa în amestecurile de formare se poate găsi în diferite moduri, avînd următoarele legături :

— legătură fizico-mecanică (apa liberă în amestec mecanic) ;
— legătură fizico-chimică (coloidală, de absorbție și capilară (peliculară) ;
— legături chimice (de constituție, de cristalizare și zeolitică).

Legăturile fizico-mecanice sînt determinate în principal de forțele capilare și forțele de umectare, primele depind de tensiunea superficială și de presiunea capilară, iar ultimele de natura și starea suprafeței materialelor din amestecuri, care vin în contact.

Legăturile fizico-chimice în cazul sistemelor coloidale (ale corpurilor cu pori și canale capilare) apar prin dizolvarea reciprocă a apei și a substanței și prin procese de absorbție.

Legăturile chimice (în cazul apei de constituție, de cristalizare și zeolitice) apar pe baza unor reacții chimice și prin formarea unor hidrați (cristalohidrați).

Apa de constituție se găsește în mineral în raport chimic constant și posedă legătura cea mai rezistentă cu rețeaua cristalină. Se evaporă la temperaturi mai ridicate, procesul fiind ireversibil (mineralul își pierde posibilitățile de liere, se pulverizează).

Apa de cristalizare este conținută în mineral de asemenea în cantitate bine determinată, însă are o legătură mai slabă cu rețeaua cristalină. Se evaporă la temperaturi ridicate (de calcinare) și în cele mai multe cazuri se regenerează prin umectarea mineralului.

Apa zeolitică pătrunde în rețeaua cristalină a mineralului, însă nu face parte din compoziția chimică a acestuia. Se poate găsi în proporții variabile în funcție de durata de contact a mineralului cu apa, temperatura, presiunea etc. (exemplu — stratul de apă orientată hexagonal intercalată între pachetul cu straturile de tetraedre).

Proprietățile apei legate fizico-chimic și chimic sînt în mare măsură deosebite de cele ale apei libere (cu legături fizico-mecanice) : presiunea vaporilor saturați depinde de natura suprafeței (convexă, concavă) ; temperatura de înghețare este sub 0°C ; temperatura de evaporare este mai ridicată.

Viteza de evaporare a apei din amestecuri este influențată de prezența în pelicula de apă a diferitelor pelicule de substanțe superficial active (uleiuri, rășini, gaze).

Scanned with OKEN Scanner

Procesul de evaporare a apei fiind endoterm poate fi ușor pus în evidență cu ajutorul curbelor temperaturii de încălzire (curbelor termice), figura 7.22.

Astfel, de exemplu, curba termică a montmorillonitului $m\{Mg_3[Si_4O_{10}]\ [OH]_2\} \times p\{(Al, Fe...)_2\ [Si_4O_{10}]\ [OH]_2\}\ nH_2O$, prezintă trei vîrfuri endoterme: primul la 150...180°C corespunde evaporării apei de cristalizare $n \cdot H_2O$ (dintre pachete); al doilea — la 500...700°C — determinat de evaporarea apei de constituție, (grupele de hidroxili din rețeaua cristalină) și al treilea la 800...900°C, determinat de desprinderea hidroxililor legați la atomii de magneziu precum și a hidroxililor din pachetele tetraedrice SiO_4 (deci tot de constituție).

Caolinitul — $Al_2[Si_2O_5][OH]_4$ pierde apa de constituție la temperaturi de 550...610°C.

În afară de mineralele de bază ale lianților anorganici naturali (coalinitul pentru argile, montmorilonitul — pentru bentonite), apa de constituție se găsește în mineralele, care constituie impurități în amestecurile de formare. Unele din aceste impurități se găsesc cîteodată în cantități mari (de exemplu muscovitul); altele — posedă o capacitate mare de degajare a gazelor (de exemplu calcita; 1 kg $CaCO_3$ degajă 0,44 kg sau 224 000 cm^3 CO_2).

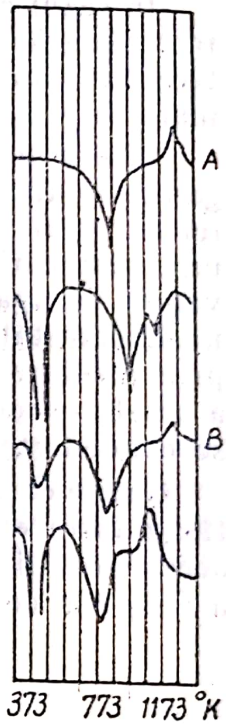


Fig. 7.22. Curbele de analiză termică diferențială ale caolinitului *(A)* și montmorilonitului *(B)*.

Arderea substanțelor organice. În amestecurile pentru forme și miezuri se folosesc și substanțe organice, care în prezența oxigenului din aer, din apă și CO_2 și sub influența temperaturilor ridicate, pot să se oxideze (să ardă).

Oxigenul din aer poate pătrunde în zona de ardere prin porii formei și ai miezului; în afară de aceasta, aerul se găsește în porii formei, înainte de umplerea acesteia cu metal. Procesul de ardere este determinat în principal de prezența H_2O și CO_2, întrucît aerul se găsește și în cantitate mică:

$$C + CO_2 \rightarrow 2\,CO$$

$$C + H_2O \rightarrow CO + H_2$$

$$C + 2H_2O \rightarrow CO_2 + 2\,H_2.$$

Oxidarea carbonului de către CO_2 se desfășoară intens la temperaturi mai mari de 800°C și creează o atmosferă neutră la suprafața piesei. Cu H_2O carbonul intră în reacție de asemenea la temperaturi ridicate.

Pînă la temperaturi de 810°C (în interiorul formei) rezultă cu precădere CO_2, iar la temperaturi mai mari (la suprafața de lucru a formei), CO.

De asemenea poate avea loc și reacția:

$$FeO + C \rightarrow Fe + CO.$$

În general, în formele din amestecuri pe bază de nisip are loc o oxidare incompletă a carbonului, ceea ce explică proporția ridicată (32...50%) de CO în majoritatea cazurilor.

Scanned with OKEN Scanner

În cazul cînd este posibilă pătrunderea aerului pînă la suprafața de contact piesă-formă (de exemplu la turnarea în forme coji, cu rășini termoreactive datorită pereților subțiri ai formelor) substanțele organice ard cu formare de CO_2.

Distilarea substanțelor organice se produce la încălzirea substanțelor organice în absența aerului. La început se volatilizează fracțiile cele mai ușoare (eterii, apa), iar odată cu mărirea temperaturii se degajă fracțiile grele (uleiuri, hidrocarburi, rășini) și la sfîrșit rezultă cocsul. Ca urmare, se degajă vapori de apă și de uleiuri, hidrocarburi saturate și nesaturate, hidrogen și unele cantități de CO și CO_2, precum și produse lichide. Produsele rezultate prin distilare nu ard, din lipsă de oxigen. În procesul de curgere (filtrare) a acestor produse prin porii formei (în masa acesteia), o parte din produse se condensează, iar restul se degajă în atmosferă.

Gazele care se formează în forme și miezuri datorită încălzirii lor, pot reacționa între ele, precum și cu componenții formei și ai aliajului. Unele din aceste reacții au loc cu mărire de volum, ca de exemplu reacția de disociere a CH_4 (de cocsificare) :

$$CH_4 \rightarrow C + 2H_2 - Q$$

$$C_nH_{2n+2} = nC + (n+1)H_2.$$

Procesul de cocsificare are loc la temperaturi ridicate și determină depunerea carbonului sub formă de funingine în porii formei.

Dilatarea aerului constituie o altă sursă de gaze în formă la turnare. Aerul cuprins în cavitatea formei este îndepărtat prin porii formei și miezurilor.

Aerul și gazele cuprinse în porii formei (care reprezintă 20...35% din volumul formei) se dilată și tinde să se filtreze spre suprafața metal-formă sau în interiorul peretelui formei. În cele mai multe cazuri volumul aerului din pori prin încălzirea lui la 500...700°C, reprezintă o proporție mică față de cantitatea totală de gaze degajată la turnarea metalului în forme.

La turnarea metalului în forme crude predomină procesul de evaporare a apei, iar la turnare în forme uscate și forme coji-distilarea lianților (tabelul 7.4).

Tabelul 7.4

Participarea diferitelor procese la formarea gazelor degajate în forme (% din cantitatea totală de gaze)

Procesul de degajare a gazelor	În forme crude	În forme uscate	În forme coji
— Evaporarea apei din amestecuri	50...60	8...12	3... 5
— Arderea substanțelor organice	2... 3	5... 8	2...10
— Distilația substanțelor organice	30...40	45...65	80...90
— Degajarea apei din compoziția mineralelor	0,5...8,0	15...25	0,5...2,0
— Descompunerea mineralelor (impurități)	1... 5	1... 5	1... 2
— Dilatarea aerului	sub 0,5	sub 1,0	sub 0,5
— Disocierea gazelor	6...10	8...12	10...15

Scanned with OKEN Scanner

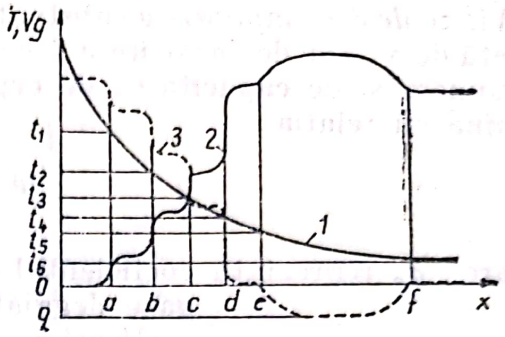


Fig. 7.23. Zonele termodinamice care se formează în peretele formei :

1 — variația temperaturii pe grosimea peretelui formei ; *2* — capacitatea de degajare remanentă a gazelor din amestec ; *3* — volumul gazelor degajate în diferite straturi ale formei : 0—*q* creșterea umidității în zona de condensare.

Compoziția gazelor care se formează în forme și miezuri în timpul turnării metalelor depinde de natura aliajului (temperatura de turnare), natura liantului și a adaosurilor. Ea variază în timpul curgerii gazelor pe secțiunea pereților formei și miezurilor, ca urmare a desfășurării unor reacții, ca de exemplu :

$$CO + H_2 \rightarrow C + H_2O$$

$$2\,CO \rightarrow CO_2 + C.$$

În general, gazele care se degajă în formele executate cu lianți organici sînt toxice. Astfel, concentrația admisă de CO în atmosfera turnătoriei este 0,03 mg/litru, adică 0,003% din volum, iar în gazele degajate din forme este de circa 50%.

Cinetica procesului de degajare a gazelor. Procesul de degajare a gazelor începe la suprafața de contact metal-formă, după care frontul gazeificării se deplasează în interiorul peretelui formei și miezului.

În funcție de temperatura de încălzire a formei și de natura substanței generatoare de gaze, în peretele formei apar mai multe zone (fig. 7.23). În zona de contact cu metalul are loc degajarea completă a gazelor ; amestecul este calcinat. Urmează apoi zonele de degajare a diferitelor gaze în funcție de natura substanțelor din forme : apa legată chimic din bentonite, argila și alte minerale însoțitoare (zona 0—*a*), descompunerea unor substanțe (*a*—*b*, *b*—*c*) și zona de evaporare a apei higroscopice (*c*—*d*) și se termină cu zona de condensare a gazelor și a vaporilor (zona *c*—*f*) după care urmează stratul de amestec în care nu a avut loc nici un proces.

Grosimea fiecărei zone la un moment dat este determinată de cîmpul de temperatură și de corelația temperaturilor critice de descompunere a substanțelor.

Limitele zonelor care se deplasează în timp înspre interiorul formei și miezului, nu sînt întotdeauna precis conturate.

Apariția zonelor de influență termică determină schimbarea proprietăților inițiale ale formei, acestea devenind neuniforme pe secțiunea peretelui (de exemplu proprietățile hidraulice, termofizice, de liere și de rezistență).

Viteza de deplasare a limitelor dintre zone (frontul de gazeificare) spre interiorul formei depinde de : căldura și temperatura critică de descompunere, de conductivitatea termică a amestecului și de temperatura de suprafață metal-formă. Cu mărirea căldurii și temperaturii critice de descompunere, viteza de deplasare a frontului de gazeificare se micșorează.

Scanned with OKEN Scanner

Viteza de descompunere a substanței într-o zonă dată a formei este determinată de viteza de încălzire a formei, pînă la temperatura critică de descompunere și de capacitatea de degajare a gazelor (tabelul 7.5) și se determină cu relația :

$$v = \frac{a_g}{2 \cdot \sqrt{t}}, \qquad (7.16)$$

în care : a_g reprezintă coeficientul de degajare a gazelor, adică volumul de gaze degajat de formă pe unitatea de suprafață, în $cm^3/cm^2 \cdot s$;

t — durata de la stabilirea contactului dintre metal și formă.

Tabelul 7.5

Temperatura critică de formare a gazelor

Materialul	Temperatura critică, în °C	Capacitatea de degajare a gazelor, în cm^3/kg
Apă	100	$55 \cdot 10^4$
Rășini ureo-formaldehidice	280...320	$41 \cdot 10^4$
Dextrină	330...380	$85 \cdot 10^4$
Melasă	380...420	$54 \cdot 10^4$
Leșie sulfitică	400...520	$50 \cdot 10^4$
Ulei de in	420...480	$50 \cdot 10^4$
Rășini fenol-formaldehidice	650...750	$46 \cdot 10^4$

Rezultă că la începutul procesului de degajare, cînd $t \to 0$, viteza de degajare a gazelor de către substanță este mare și cu atît mai mare cu cît capacitatea de degajare a gazelor de către substanță este mai mare (cu cît este mai mare valoarea coeficientului a_g) ; acest lucru determină în multe cazuri umplerea turbulentă a formei de către metal și apariția așa-numitului efect de *fierbere* (șoc de gaze).

Viteza de formare a gazelor se micșorează repede în timp iar volumul gazelor degajate (fig. 7.24) este determinat de coeficientul de degajare a_g și suprafața de contact metal-formă :

$$V_g = \frac{a_g S}{2\sqrt{t}} \cdot \qquad (7.17)$$

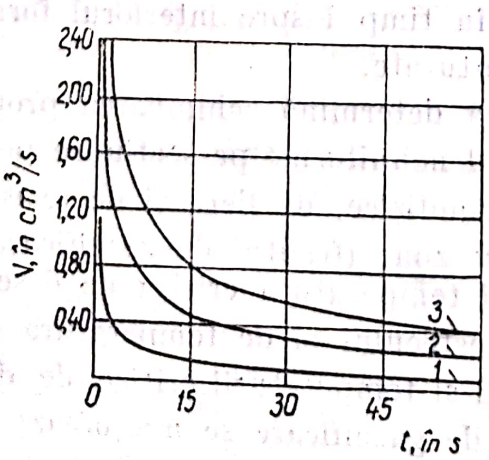


Fig. 7.24. Variația în timp a volumului de gaze degajat V_g în funcție de coeficientul de degajare (a_g) :
1 — 1,28 cm/sec $^{1/2}$; 2 — 3,84 cm/sec $^{1/2}$; 3 — 4,15 cm/sec.$^{1/2}$.

Scanned with OKEN Scanner

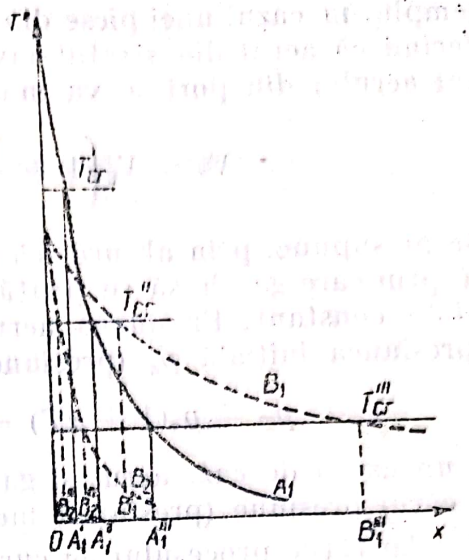


Fig. 7.25. Influența conținutului de căldură a piesei asupra cîmpului de temperatură din formă :

A_1 — piesă cu pereți subțiri, cu temperatură ridicată de turnare ; B_1 — piesa cu pereți groși, turnată la temperatură mică ; B_2 — piesă cu pereți subțiri, turnată la temperatură mică ; OA_1, OA'', OB'_1, OB''_1, OB'_2, OB''_2 — adîncimile de încălzire a formei pînă la temperatura critică de degajare a gazelor din cei trei constituenți ; x — distanța de la suprafața piesei.

Valoarea coeficientului de degajare a_g depinde de temperatura de încălzire a formei, care este determinată de conținutul de căldură a metalului din piesă (fig. 7.25).

Valoarea coeficientului a_g și deci a volumului de gaze degajat într-un interval de timp dat este determinată de adîncimea de încălzire pe secțiunea peretelui formei, deci de valoarea segmentului OA și OB. Cu cît temperatura de turnare a metalului și grosimea peretelui piesei sînt mai mari, cu atît mai ridicată este adîncimea de încălzire în peretele formei și ca urmare și cantitatea de gaze degajată (de exemplu în cazul aliajului B_1 se degajă mai multe gaze decît la aliajul B_2). Așadar, volumul gazelor degajate din forme și miezuri, în contact cu metalul lichid, precum și viteza de formare a gazelor depind de următorii factori mai importanți : capacitatea amestecului de a degaja gaze ; suprafața de contact dintre formă și metalul lichid, adîncimea de încălzire a formei ; durata procesului.

Capacitatea amestecului de a degaja gaze depinde de natura substanțelor și de proporția lor în amestec ; suprafața de contact, de dimensiunile și geometria piesei (cavității formei) ; adîncimea de încălzire a peretelui formei depinde de proprietățile termofizice ale materialului formei și ale aliajului.

7.4.2. CURGEREA GAZELOR PRIN PEREȚII FORMELOR ȘI MIEZURILOR

Gazele și vaporii care s-au format în timpul turnării metalului trebuie să-și găsească drum liber prin pereții formei și prin miez altfel presiunea lor crește pînă la valori care poate depăși presiunea metalostatică și în acest caz, ar pătrunde în metalul lichid.

Prin supraîncălzire, volumul acestora crește în continuare, după legea :

$$V_t = V_0[1 + \alpha(T - 100)]. \qquad (7.18)$$

În cazul formelor uscate, vaporii lipsesc, însă și în acest caz aerul din pori și gazele care se dezvoltă din substanțele organice din amestecul de formare se încălzesc sub acțiunea metalului lichid, mărindu-și mult volumul.

De exemplu, în cazul unei piese din fontă cu temperatura de turnare 1 300°C, considerînd că aerul din stratul învecinat cu piesa se încălzește la 1 000°C, volumul aerului din pori se va mări de la V_0 la V_t:

$$V_t = V_0\left(1 + \frac{1\,000}{273}\right) = 4{,}66\ V_0. \tag{7.19}$$

Dacă se presupune, prin absurd, că straturile din spate ar fi complet lipsite de pori, prin care gazele să se poată evacua spre exterior încălzirea s-ar face sub volum constant. Presiunea aerului în porii stratului încălzit ar crește de la presiunea inițială p_a (presiunea atmosferică), la presiunea p_T.

$$p_T = p_a(1 + \alpha T) = 4{,}66 p_a = 4{,}66\ \text{daN/cm}^2.$$

Într-un astfel de caz, aerul și gazele din pori ar pătrunde în metalul lichid, a cărui presiune (presiunea metalostatică) este mult mai mică.

Particularitățile procesului de curgere a gazelor în pereții formei în comparație cu filtrarea gazelor, în general în corpuri (de exemplu filtrarea gazelor în roci la exploatările de petrol), sînt următoarele:

— formarea gazelor în forme are loc concomitent cu curgerea lor;

— temperatura gazelor se schimbă substanțial pe secțiunea pereților formei și prin aceasta densitatea și viscozitatea lor;

— traiectoria gazelor este foarte complexă, depinzînd de mulți factori;

— presiunea gazelor în pereții formei variază în limite largi și este o funcție complexă.

În condițiile în care se consideră că metalul lichid constituie o barieră în curgerea gazelor, acestea se filtrează numai în pereții formei.

Presiunea gazelor care rezultă se poate determina cu ajutorul relației:

$$p = \frac{\beta \cdot a_g \sqrt{t}}{\dfrac{V}{2p_0} + K\dfrac{t}{l}}, \tag{7.20}$$

în care: p este presiunea gazelor în peretele formei;

a_g — coeficientul de degajare a gazelor;

t — timpul de la începutul turnării;

V — volumul porilor în formă;

p_0 — presiunea gazelor la suprafața liberă a formei și presiunea inițială în porii acesteia, care este aproximativ egală cu o atmosferă;

β — coeficient care ține seama de natura formei;

K — permeabilitatea formei;

l — lungimea drumului parcurs de gaz pînă la ieșirea în atmosferă.

Așadar, numărătorul indică volumul de gaze care se degajă în intervalul de timp t.

Primul termen de la numitor ține seama de presiunea inițială a gazelor și de volumul porilor; al doilea — caracterizează permeabilitatea formei pentru gaze.

Scanned with OKEN Scanner

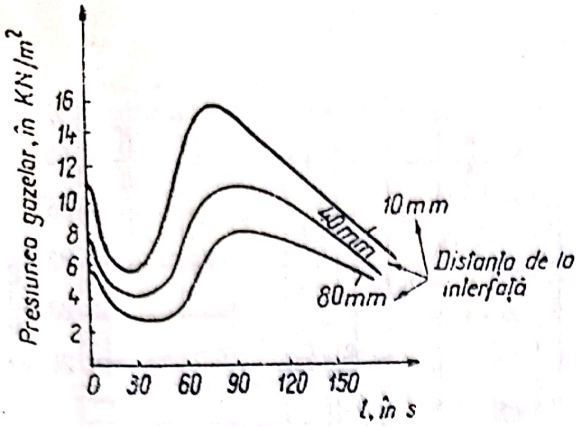


Fig. 7.26. Variația presiunii gazelor pe secțiunea pereților formei.

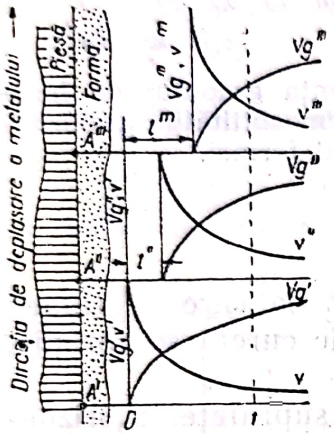


Fig. 7.27. Influența duratei pînă la realizarea contactului metal-formă asupra cantității și vitezei de formare a gazelor.

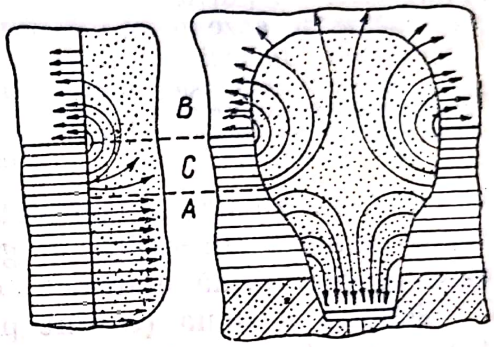


Fig. 7.28. Formarea zonelor cu traiectorii diferite ale gazelor în perioada de turnare :

A — curgere ordonată ; *B* — curgere neordonată ; *C* — zonă intermediară.

În mod obișnuit, curba de repartizare a presiunii prezintă două maxime (fig. 7.26). Primul maxim apare după închiderea de către metal a întregii suprafețe de contact metal-formă (metal-miez) ; viteza de degajare a gazelor este mare la începutul turnării metalului, după aceea ea scade după o curbă hiperbolică. În același mod se micșorează și presiunea lor.

Cel de al doilea maxim al presiunii gazelor este determinat de micșorarea permeabilității formei încălzite.

Traiectoria gazelor este influențată direct de geometria piesei turnate și deci de momentul intrării în contact a formei cu metalul. Începutul formării gazelor în diferitele porțiuni ale formei are loc succesiv, în măsura realizării contactului cu metalul (fig. 7.27). În momentul t, viteza cea mai mare de degajare, va fi în partea superioară a peretelui, deoarece : $\frac{a_g}{2\sqrt{t-t'}}$.

Geometria formei influențează, de asemenea, caracterul curgerii gazelor (fig. 7.28) ; curgerea poate fi neordonată (zona *B*) cînd o parte din gaze pătrunde în cavitatea formei încă neumplută cu material lichid și curgere ordonată (dirijată), cînd toate gazele curg prin pereții formei (zona *A*).

Există trei scheme ale curentului de gaze : care se comprimă (fig. 7.29, *a*) ; paralel (fig. 7.29, *b*) și care se dilată (fig. 7.29, *c*). Prima schemă este carac-

Scanned with OKEN Scanner

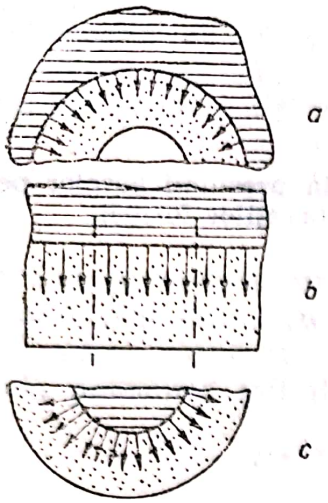


Fig. 7.29. Tipurile curenților de gaze în elementele formei :
a — curent care se comprimă ; *b* — curent paralel ; *c* — curent care se dilată.

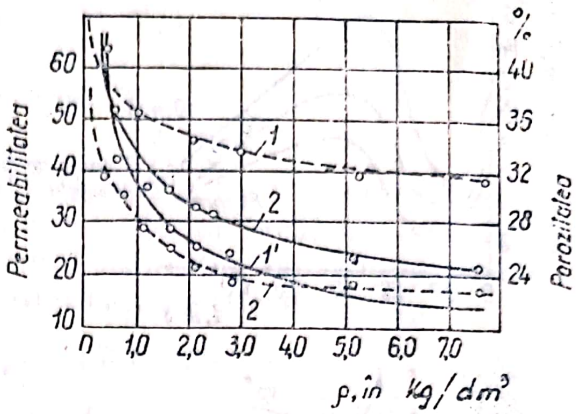


Fig. 7.30. Influența gradului de îndesare asupra permeabilității și porozității formei.

teristică miezurilor și suprafețelor convexe ale formelor, la care secțiunea transversală a curentului de gaze se micșorează, liniile de curent se apropie, ceea ce determină mărimea rezistenței la curgere.

Schema a doua (curent paralel) este caracteristică suprafețelor orizontale, iar schema a treia — suprafețelor concave ale formelor, la care liniile de curent se îndepărtează, iar rezistența la curgere se micșorează.

Permeabilitatea formelor și miezurilor influențează direct valoarea presiunii gazelor : cu cît aceasta este mai mică presiunea va fi mai mare.

Permeabilitatea prin pereții formei la curgerea gazelor este puternic influențată de variația temperaturii și compoziției lor, precum și a temperaturii formei. Cu mărimea temperaturii permeabilitatea crește (de exemplu de 2,6...3,7 ori pentru intervalul 20...1 000°C).

Presiunea gazelor este influențată de asemenea de factorii tehnologici : gradul de îndesare a formelor ; poziția piesei (miezului) față de deplasarea nivelului curentului de metal lichid ; poziția și numărul canalelor de ventilație, regimul de turnare etc.

Creșterea gradului de îndesare a formei determină micșorarea porozității și deci a permeabilității (fig. 7.30).

Canalele de ventilație micșorează drumul care trebuie parcurs de gaze, dirijează traiectoria gazelor, mărește suprafața de evacuare a lor și din acest motiv, micșorează substanțial presiunea gazelor la suprafața de contact (fig. 7.31).

În mod similar influențează grosimea pereților formei și miezurilor : cu cît ea este mai mare, cu atît crește presiunea gazelor. Folosirea formelor și miezurilor cu pereți subțiri (coji) asigură micșorarea de zeci și chiar sute de ori a presiunii gazelor.

Cu cît viteza de turnare este mai mare, cu atît este mai ridicată presiunea gazelor.

În figura 7.32 se arată influența poziției miezurilor față de curentul de metal lichid. Rezultă că presiunea minimă se obține în cazul cînd punctul *A* vine în contact mai repede cu metalul lichid (fig. 7.32, poziția 1), deoarece

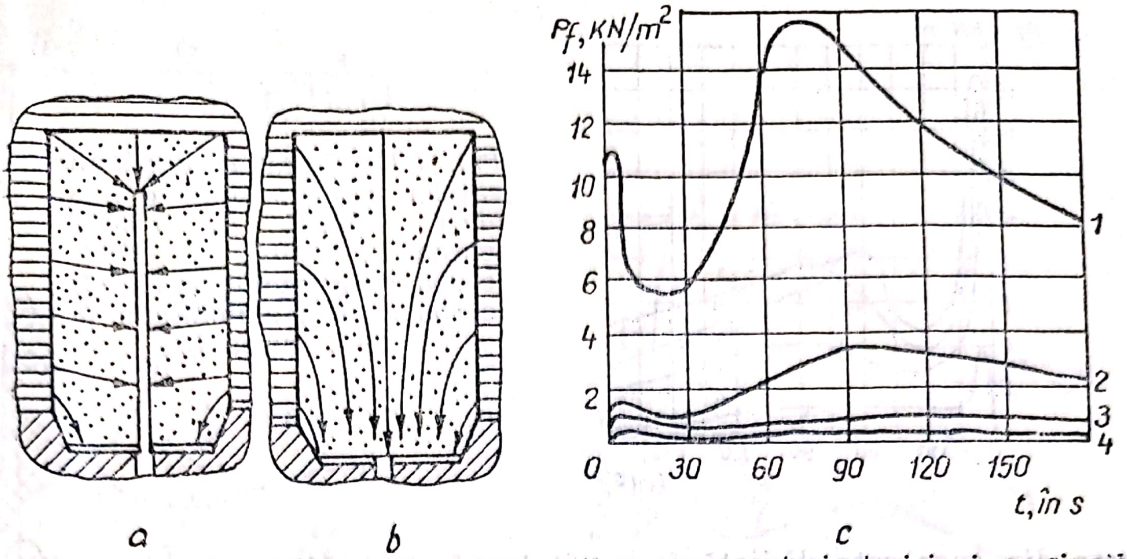


Fig. 7.31. Influența canalelor de ventilare asupra traiectoriei și presiunii gazelor:

a — traiectoria dirijată (paralelă) a gazelor în cazul existenței canalului de ventilare în miez; *b* — traiectoria gazelor în miezul fără canale; *c* — variația presiunii gazelor în timp: *1* — miez crud; *2* — miez crud cu canal; *3* — miez uscat; *4* — miez uscat cu canal de ventilare.

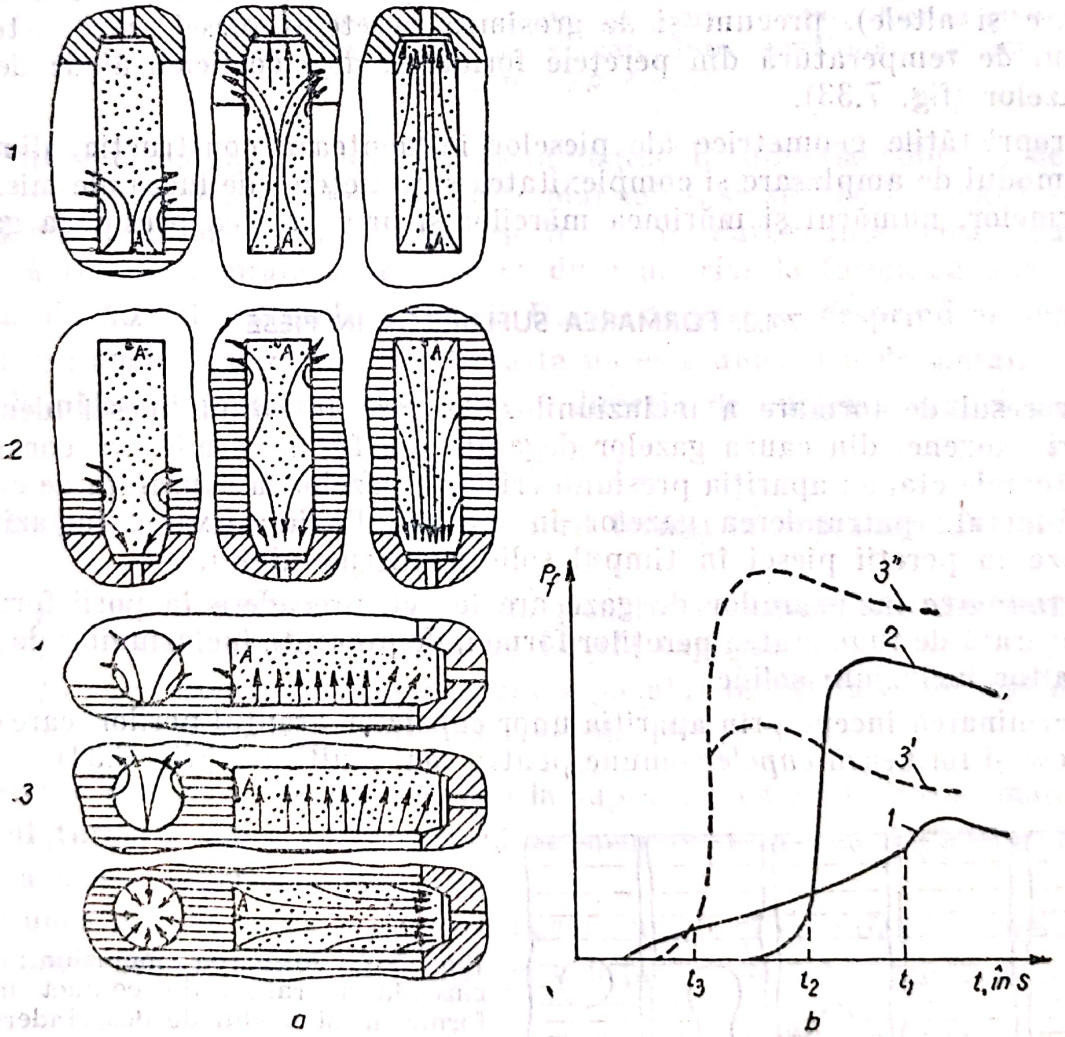


Fig. 7.32. Influența poziției miezului în forme asupra presiunii gazelor; *a* — schema de fixare a miezurilor în formă; *b* — variația presiunii gazelor în punctul *A* din miezuri, avînd poziția *1*, *2*, *3* (t_1, t_2, t_3 — momentele cuprinderii complete a miezurilor cu metal lichid); *3'* — miezuri groase și scurte; *3''* — miezuri lungi și subțiri.

Scanned with OKEN Scanner

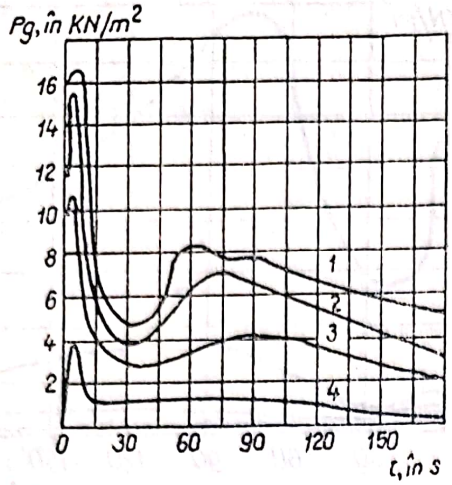


Fig. 7.33. Variația presiunii gazelor în miez în cazul turnării oțelului la 1 580°C (curba *1*), fontei la 1 280°C (curba *2*) bronzului la 1 130°C (curba *3*) și a aluminiului la 720°C (curba *4*).

o parte din gaze este dirijată în cavitatea formei. Miezurile cu poziții orizontale sînt înconjurate mai repede în metalul lichid și din acest motiv în ele se dezvoltă presiuni mai mari.

Presiunea gazelor din forme și miezuri este influențată și de proprietățile metalului (temperatura de turnare, căldura specifică, căldura latentă de cristalizare și altele), precum și de grosimea peretelui piesei, care determină cîmpul de temperatură din peretele formei și deci coeficientul de degajare al gazelor (fig. 7.33).

Proprietățile geometrice ale pieselor influențează construcția, dimensiunile, modul de amplasare și complexitatea suprafețelor de lucru ale miezurilor și formelor, numărul și mărimea mărcilor și prin acestea presiunea gazelor.

7.4.3. FORMAREA SUFLURILOR ÎN PIESE

Procesul de formare a incluziunilor de gaze în corpul piesei, denumite sufluri exogene, din cauza gazelor degajate din forme și miezuri, constă din următoarele etape : apariția presiunii critice a gazelor la suprafața de contact formă-metal ; pătrunderea gazelor în metalul lichid ; fixarea incluziunilor de gaze în pereții piesei în timpul solidificării metalului.

Germinarea incluziunilor de gaze are loc cu precădere în porii formei și este ușurată de rugozitatea pereților formei, de prezența incluziunilor de zgură și a altor incluziuni solide.

Germinarea începe prin apariția unor *cupole* în dreptul porilor, care cresc, se unesc și formează *cupole* comune pentru mai mulți pori (fig. 7.34).

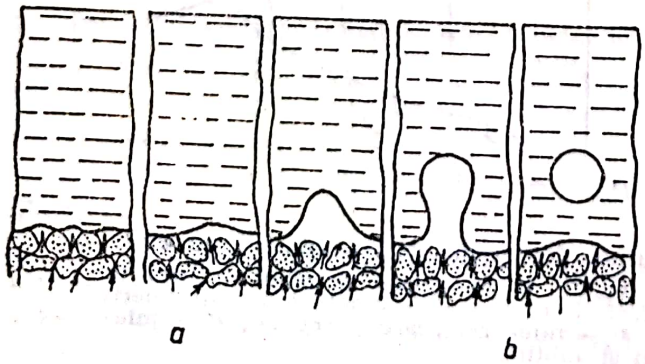


Fig. 7.34. Formarea incluziunilor de gaze la suprafața de contact metal-formă *(a)* și modul de desprindere *(b)*.

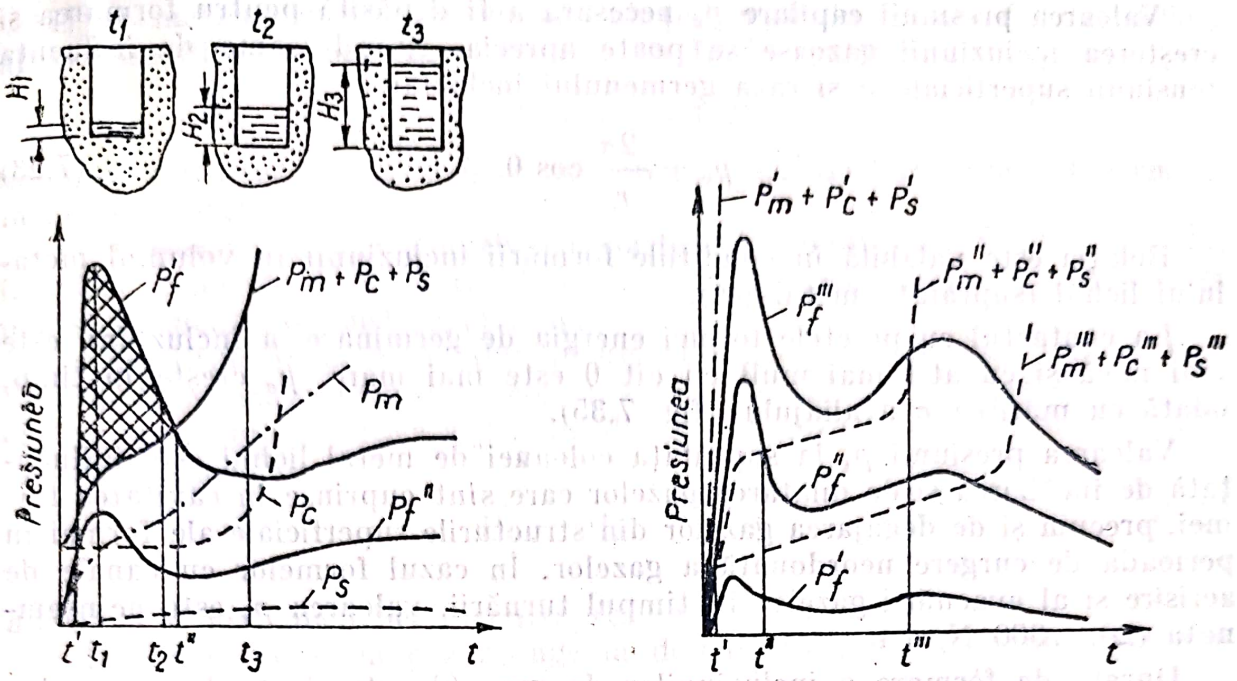


Fig. 7.35. Variația presiunilor în timpul umplerii cavității formei cu metal lichid și diferitele posibilități de corelare între presiunea gazelor p și contrapresiunea $p_m + p_c + p_s$.

În etapele următoare incluziunile se alungesc în direcția coloanei de lichid, la care presiunea metalostatică este mai mică, se subțiază la bază și se desprind sub formă de bule, care plutesc în metal. Partea inferioară a cupolei care rămîne pe suprafața de contact duce ulterior la formarea unei noi incluziuni de gaze și procesul se repetă. Bulele de gaze se desprind de suprafața formei numai în cazul în care aceasta nu este umectată de metal.

Gazele pătrund în metal (își schimbă direcția de curgere) atunci cînd:

$$p_f > p_m + p_c + p_s, \tag{7.21}$$

în care: p_f este presiunea gazelor în porii formei la suprafața de contact cu metalul lichid;

p_m — presiunea metalului în punctul corespunzător din formă;

p_c — rezistența cauzată de forțele capilare;

p_s — presiunea suplimentară a gazului în cavitatea formei deasupra suprafeței coloanei de metal.

Presiunea gazelor p_f în porii formei la suprafața de contact este mare la începutul turnării, apoi se micșorează ca urmare a evacuării gazelor prin suprafața liberă, exterioară (fig. 7.35).

Presiunea metalostatică p_m pentru fiecare punct al suprafeței formei sau miezului este proporțională cu înălțimea coloanei de metal și greutatea specifică:

$$p_m = \rho_m \cdot g \cdot H_m. \tag{7.22}$$

Înălțimea coloanei de metal în timpul turnării variază de la valoarea 0, la începutul turnării, pînă la o valoare maximă, la sfîrșitul turnării (fig. 7.35, *a*).

Scanned with OKEN Scanner

Valoarea presiunii capilare p_c necesară a fi depășită pentru formarea și creșterea incluziunii gazoase se poate aprecia, ținînd seama de influența tensiunii superficiale σ și raza germenului incluziunii:

$$p_c = \frac{2\sigma}{r} \cos \theta. \qquad (7.23)$$

Relația este valabilă în condițiile formării incluziunii în volumul metalului lichid (suprafață metal-gaz).

La contactul cu peretele formei energia de germinare a incluziunii este mai mică și cu atît mai mult cu cît θ este mai mare. p_c crește în timp, odată cu mărirea σ a aliajului (fig. 7.35).

Valoarea presiunii p_s la suprafața coloanei de metal lichid este influențată de încălzirea și de dilatarea gazelor care sînt cuprinse în cavitatea formei, precum și de degajarea gazelor din structurile superficiale ale formei în perioada de curgere neordonată a gazelor. În cazul formelor cu canale de aerisire și al evacuării gazelor în timpul turnării, valoarea p_s este neînsemnată (20...300 N/m^2).

Durata de formare a incluziunilor de gaze (durata de fierbere) are loc atît timp, cît $p_f > p_m + p_c + p_s$.

În figura 7.35, *b* sînt arătate diferite moduri de interdependență a valorilor p_f, pe de o parte și ale valorilor $p_m + p_c + p_s$, pe de altă parte. Forma curbelor p'_f, p''_f este determinată în principal de viteza de degajare și de evacuare a gazelor din forme și miezuri, în timp ce forma curbelor de contrapresiune ($p_m + p_c + p_s$) este determinată de viteza de turnare și de răcire a piesei (de solidificare).

Cu cît viteza de turnare și de răcire este mai mică cu atît curbele $p_m + p_c + p_s$ sînt deplasate spre dreapta (de exemplu $p'''_m + p'''_c + p'''_s$).

Cu cît valoarea $0-t$ este mai mare, cu atît durata de degajare a gazelor este mai mare.

De această interdependență se ține seama la stabilirea vitezei de turnare și a poziției piesei în formă.

După cum s-a arătat, incluziunile de gaze se formează în deschizăturile porilor din peretele formei, care vin în contact cu metalul lichid și care sînt întotdeauna umplute cu gaze.

Dacă metalul umectează total peretele formei ($\theta = 0$) gazele din canale (pori) vor forma incluziuni de gaze cu suprafața concavă, față de metal (fig. 7.36, *a*).

Incluziunea de gaz va fi stabilă și capabilă că crească în condițiile în care $r_p \geqslant r_{cr}$.

Raza critică a incluziunii de gaz se stabilește cu ajutorul relației:

$$r_{cr} = \frac{2\sigma}{p'_{cr}} \cos \theta, \qquad (7.24)$$

în care: p'_{cr} este presiunea critică la care se formează și crește incluziunea de gaz în volumul metalului lichid.

Scanned with OKEN Scanner

Dacă metalul umectează numai parțial peretele formei ($0 < \theta < 90°$) atunci stabilitatea incluziunii gazoase va fi determinată de relația :

$$r_p \geqslant r_{cr} \cos \theta^0,$$

adică cu mărirea unghiului θ se micșorează raza porilor, care pot germina incluziunile gazoase.

Pe măsură ce crește incluziunea, partea ei frontală pătrunde în metalul lichid și condițiile de creștere ulterioară sînt ușurate. După desprindere, în por se formează o nouă incluziune.

În condițiile în care metalul nu umectează deloc suprafața formei ($\theta > 90°$), formează o suprafață convexă față de coloana de gaz din canalul capilar și presiunea critică a gazului din por la care se realizează evacuarea metalului este :

$$P_{cr} = P_m - \frac{2\sigma}{r_p}, \qquad (7.25)$$

adică va fi mai mică decît contrapresiunea exterioară.

Cînd incluziunea la gaz ajunge la deschizătura porului, suprafața gaz-metal se transformă din convexă în concavă față de gaz, valoarea lui θ menținîndu-se cea inițială.

Creșterea ulterioară a incluziunii are loc în condițiile în care presiunea interioară a gazului va fi mai mare decît presiunea exterioară și cea capilară, întrucît în cazul dat suprafața de germinare este o suprafață plană.

Așadar, forma incluziunilor de gaze care se formează, pe o suprafață plană, depinde de tensiunea superficială și deci de unghiul de umectare θ, care determină modul de contact dintre incluziune și peretele formei.

Cînd metalul umectează bine peretele formei ($\theta_1 < 90°$, $\cos \theta > 0$) incluziunea are forma ovală și se desprinde fără să să gîtuie (fără să se divizeze). În aceste condiții energia de formare a unei noi incluziuni trebuie să fie mai mare în vederea învingerii forțelor de umectare.

Cînd metalul nu umectează peretele formei ($\theta > 90°$, $\cos \theta < 0$), după desprinderea incluziunii de gaz, pe suprafața formei rămîne partea ei inferioară. Germinarea ulterioară a incluziunilor se face mai ușor (fig. 7.36).

Așadar, folosirea amestecurilor de formare care măresc tendința de umectare a formei de către metal frînează procesul de apariție a germenilor pentru incluziuni de gaze.

În cazul umectării negative ($\theta > 90°$, $\cos \theta < 0$) germinarea incluziunilor este ușurată de o adsorbție preferențială a moleculelor de gaze, care este dezvoltată mai ales în cazul suprafețelor cu asperități.

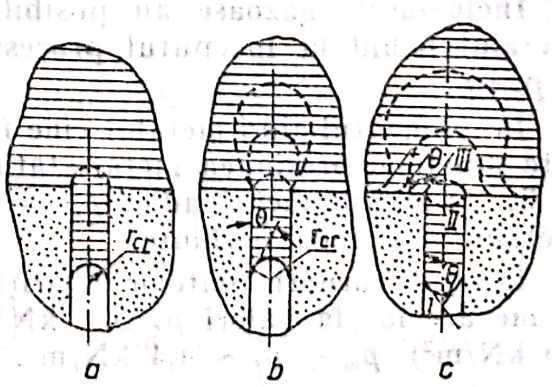


Fig. 7.36. Formarea incluziunii gazoase în porii formei :
a — metalul umectează forma ; *b* — umectează parțial ; *c* — nu umectează pereții formei.

Rezultă că forma incluziunilor și energia de formare a lor sînt determinate de corelația dintre tensiunile interfaciale la cele trei suprafețe : solid-gaz (σ_{sg}), solid-lichid (σ_{sl}) și lichid-gaz (σ_{lg}). Între tensiunile interfazice și unghiul de umectare, în cazul suprafețelor orizontale și al fazelor omogene, există următoarea relație :

$$\cos\theta = \frac{\sigma \cdot i_g - \sigma_{sl}}{\sigma_{lg}}. \qquad (7.26)$$

Cu cît tensiunea superficială metal-gaz este mai mică cu atît tendința de umectare este mai mică (θ mai mare) și condițiile de germinare a incluziunilor de gaze și pătrundere a lor în metal, sînt mai ușoare. Așa se explică tendința mai mare de formare a suflurilor la fonte, față de oțel.

Rugozitatea suprafeței formelor influențează unghiul de umectare θ și dimensiunile porilor și deci tendința de formare a suflurilor, pentru fierul *Armco*, unghiul de umectare este :

diametrul mediu al grăuntelui de cuarț, în mm	0,027	0,090	0,155	0,254	0,505	0,715
θ, în grd	117,5	114,5	112	109	104	102

Pătrunderea incluziunilor gazoase în metalul lichid este favorizată de forțele de ridicare ale principiului lui *Arhimede*, presiunea gazului în incluziune, curenții de convecție și forțele de umectare. În sens contrar acționează, după cum s-a văzut, tensiunea superficială.

În cazul unei viscozități scăzute a metalului și a absenței curenților de convecție, raza incluziunilor gazoase în momentul desprinderii de peretele formei, se poate stabili cu ajutorul relației :

$$r_i = \sqrt[3]{\frac{3r_p\sigma}{2(\gamma' - \gamma'')}}, \qquad (7.27)$$

în care : r_i este raza incluziunilor ;
r_p — raza porilor ;
γ' și γ'' — greutatea specifică a metalului și a gazului ;
σ — tensiunea superficială a metalului.

În cazul formării cu succesiune mare, incluziunile gazoase pot să se contopească și să formeze o incluziune pe secțiunea piesei, denumită *suflură transversală*.

Incluziunile gazoase au posibilitatea să se formeze și să pătrundă în metalul lichid la începutul procesului de turnare cînd valoarea $p_f > p_m + p_c + p_s$.

În momentul cînd metalul vine în contact cu suprafața formei valoarea p_f este maximă, presiunea metalostatică este mică (corespunzătoare unui strat de 3...4 mm de metal, adică $p_m = 196$ N/m^2, precum și p_c este mică întrucît metalul este încă fierbinte.

În cazul turnării fontelor, apariția suflurilor datorită gazelor degajate din forme are loc la valori $p_f > 1$ kN/m^2 (poate ajunge în miezuri și pînă la 30 kN/m^2), $p_m + p_f \sim 4{,}4$ kN/m^2.

Scanned with OKEN Scanner

Formarea suflurilor în pereţii pieselor are loc atunci cînd incluziunile de gaze nu pot să se îndepărteze în cursul răcirii şi solidificării metalului.

Asupra incluziunilor de gaze, desprinse de pe suprafaţa formei, acţionează următoarele forţe : hidrostatică (de ridicare) ; verticale şi orizontale cauzate de curenţii de convecţie (care amestecă incluziunile în volumul metalului lichid) ; frecare internă în metal (viscozitate), care frînează deplasarea (ridicarea) lor ; de adeziune (care reţin incluziunile la suprafaţa formelor şi miezurilor, incluziunilor de zgură, pe suprafaţa cristalelor etc.) ; forţe mecanice (părţi din formă sau miezuri, dendrite primare etc. care frînează deplasarea incluziunii).

Ca rezultat al influenţei acestor factori, incluziunile gazoase pot să se îndepărteze din piesă pînă în momentul solidificării sau să rămînă cuprinse în pereţii acesteia, în care caz formează sufluri închise (interne) sau deschise (de suprafaţă).

În timpul ridicării incluziunii de gaz în metalul lichid au loc următoarele procese : mărirea volumului datorită micşorării presiunii exterioare (metalostatice), difuzia gazelor din soluţie în interiorul incluziunii, contopirea mai multor incluziuni, schimbarea formei (din sferică în formă alungită).

Viteza de ridicare a incluziunilor mici (cu diametrul sub 1 mm) în condiţii de mişcare laminară, se poate calcula cu ajutorul formulei lui *Stokes* :

$$v = \frac{2}{9} g r^2 \cdot (\gamma_m - \gamma_i) \frac{1}{\eta},$$

în care : g este acceleraţia gravitaţiei ;
r — raza medie a incluziunii de gaz ;
γ_m, γ_i — densitatea metalului şi a incluziunii ;
η — coeficientul de viscozitate dinamică.

În cazul incluziunilor mai mari, viteza se calculează astfel :

$$v = \sqrt{\frac{8}{3} g \frac{\gamma_m - \gamma_i}{\varepsilon \gamma_m}}, \qquad (7.28)$$

în care ε este coeficient care ţine seama de rezistenţa opusă de lichid.

Rezultă că valoarea v în ultimul caz nu depinde de raza incluziunilor.

Condiţia ca incluziunea de gaz să se îndepărteze din piesă pînă în momentul solidificării este :

$$t_{cr} = \frac{h}{v_m}, \qquad (7.29)$$

în care : t_{cr} este durata de formare a stratului de metal care nu poate fi străpuns de incluziune ;
h — înălţimea stratului de metal lichid deasupra locului de formare a incluziunii de gaz pe suprafaţa formei ;
v_m — viteza medie de ridicare a incluziunii.

În intervalul de temperatură de precristalizare, viscozitatea metalului creşte brusc, ceea ce face ca incluziunile să rămînă în peretele piesei sub formă de sufluri.

Scanned with OKEN Scanner

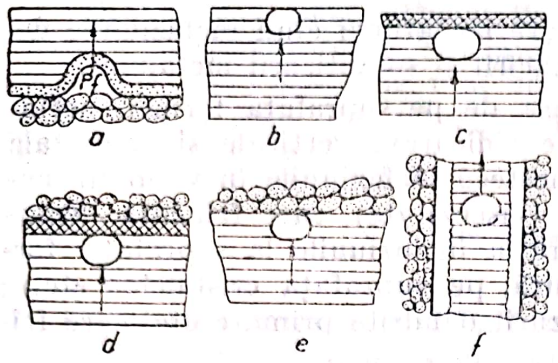


Fig. 7.37. Interacțiunea dintre incluziunea de gaz și metal.

Pot exista diferite situații de interacțiune între incluziunile de gaz și metal :

— incluziunile de gaz străpung straturi subțiri de metal solidificat (fig. 7.37, *a*) ; această străpungere este posibilă întrucît rezistența stratului solidificat subțire este mică (sub 10 kN/m²), iar incluziunile de gaz se succed una după alta (fig. 7.34, *b*), ceea ce oprește formarea unui strat continuu solidificat. În afară de aceasta, incluziunile determină o încălzire locală (cauzată de temperatura ridicată a gazelor) și astfel întîrzie procesul de solidificare.

Forța cu care apare incluziunea de gaz asupra crustei în curs de solidificare este :

$$F_g = \pi \cdot r^2 \cdot p_f, \tag{7.30}$$

în care : r este raza incluziunii ;

p_f — presiunea gazelor.

Condiția de străpungere a crustei este :

$$F_g > F_m + R, \tag{7.31}$$

în care F_m este forța care menține crusta ;

$$F_m = \pi(r + \xi)^2(p_m + p_c), \tag{7.32}$$

R — rezistența crustei la rupere :

$$R = \pi[(r + \xi)^2 - r^2] \cdot \sigma_{rt}, \tag{7.33}$$

σ_{rt} — rezistența la rupere a metalului la temperatură ridicată.

Din acest punct de vedere pătrunderea incluziunilor de gaz în metal este mai ușoară în vecinătatea îngroșărilor de perete (noduri termice), în care solidificarea are loc cu viteză mai mică (fig. 7.38, *b*) ;

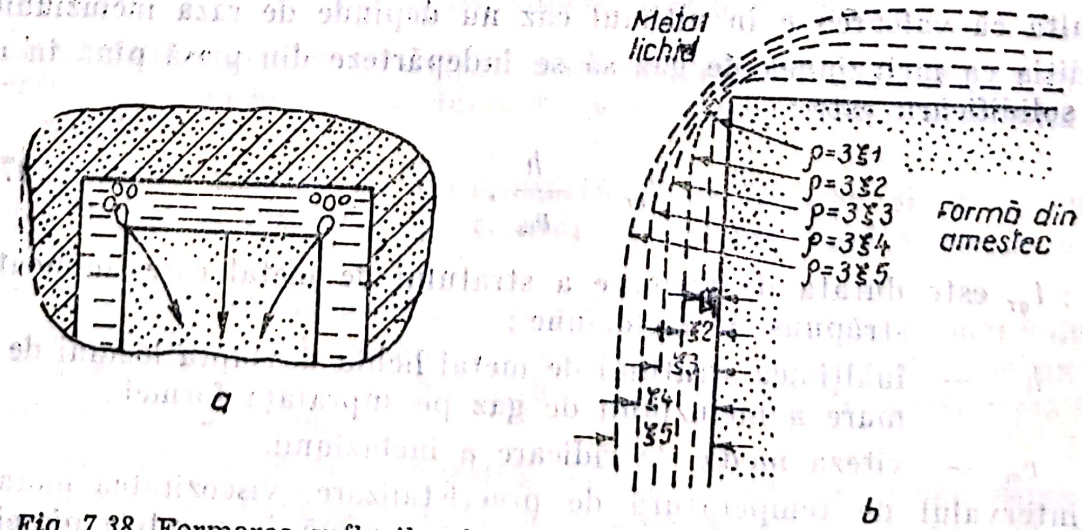


Fig. 7.38. Formarea suflurilor în nodurile termice *(a)* și la suprafața superioară a peretelui piesei *(b)*.

— incluziunile de gaz se ridică nestînjenit în zona peretelui piesei în care metalul este lichid, cu viscozitate scăzută (fig. 7.37, *b*) ;

— incluziunea de gaz întîlneşte în partea superioară a coloanei deschise de metal crusta solidificată (fig. 7.37, *c*) ; forţa cu care apasă asupra crustei este :

$$F_g = (\gamma_m - \gamma_l)V, \qquad (7.34)$$

în care V este volumul incluziunii de gaz.

Această forţă este cu mult mai mică decît în cazul figurii 7.37, *a*. Din acest motiv, ea nu poate determina străpungerea şi în piesă se formează în mod obligatoriu sufluri periferice (superficiale).

Cîteodată, incluziunile nu pot ieşi la suprafaţă datorită numai micşorării viscozităţii metalului şi a apariţiei cristalelor.

Caracteristic pentru incluziunile care s-au ridicat prin metalul lichid, cu temperatura apropiată de cea de solidificare, este alungirea lor în direcţia de deplasare şi, cîteodată, chiar ruperea incluziunii, determinată de acţiunea forţelor de frecare (viscozitate — fig. 7.38, *a*) ;

— incluziunile de gaz întîlnesc crusta solidificată din partea superioară a peretelui orizontal, pe care nu o poate străbate (cazul turnării metalelor în următoarele condiţii : în piese cu pereţii subţiri ; în forme metalice sau cu temperatură scăzută — fig. 7.37, *d*) ;

— incluziunile de gaz ajung la suprafaţa peretelui din partea superioară a formei, înainte de începerea solidificării sau de mărire a viscozităţii metalului (fig. 7.37, *e*) ; dacă metalul umectează peretele formei (de exemplu stratul superficial oxidat) incluziunile de gaz nu pot străbate stratul superficial şi la suprafaţa piesei se formează sufluri superficiale. Rezultă că umectibilitatea metalului joacă un rol dublu : frînează pătrunderea incluziunilor de gaz în materialul lichid prin desprinderea lor de peretele formei, frînează tendinţa de formare a suflurilor, iar pe de altă parte — frînează evacuarea incluziunilor de gaz în partea superioară a peretelui piesei ;

— incluziunile de gaz din pereţii verticali (fig. 7.37, *f*) se pot ridica atunci cînd fronturile de solidificare sînt îndepărtate ; în caz contrar (la turnarea pieselor cu pereţi subţiri sau din aliaje cu interval larg de solidificare) ele rămîn cuprinse în pereţi sub formă de sufluri. Rezultă că procesul de solidificare influenţează în mare măsură tendinţa de formare a suflurilor (fig. 7.39).

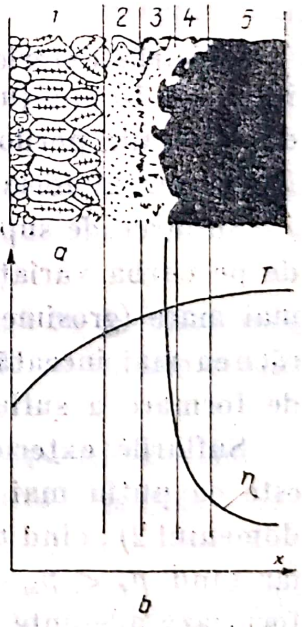


Fig. 7.39. Variaţia frontului de solidificare *(a)* şi a proprietăţilor metalelor *(b)* pe secţiunea pereţilor piesei :
T — temperatura ;
η — viscozitatea ;
1 ... *5* — zone caracteristice.

Apariţia suflurilor de suprafaţă la piesele turnate. Suflurile de suprafaţă pot fi împărţite în două grupe : exterioare şi interioare.

Suflurile exterioare se prezintă fie sub formă de adînciturі (cratere — fig. 7.40, *a*), fie sub formă de rugozitate (fig. 7.40, *b*) pe suprafaţa peretelui piesei. Ambele tipuri de sufluri reprezintă urmele acelor incluziuni gazoase care nu au reuşit să pătrundă în metal (piesă) pînă în momentul solidificării.

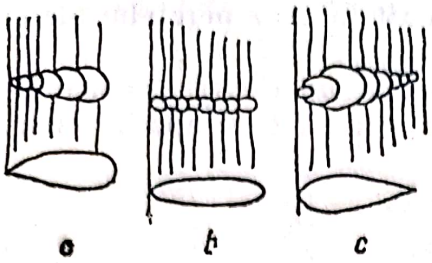


Fig. 7.40. Tipuri de sufluri de suprafață :
a — sufluri exterioare sub formă de cratere ; *b* — sufluri exterioare sub formă de rugozitate ; *c* — sufluri tip sită.

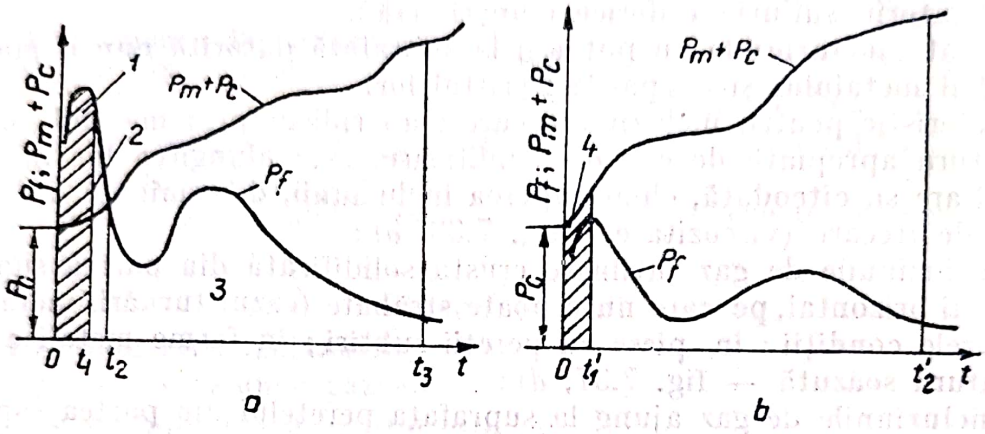


Fig. 7.41. Schema influenței presiunilor asupra tendinței de formare a suflurilor și aderențelor mecanice :
a — p_f are valori mari ; *b* — p_f are valori mici ; t_1, t_2, t_3 — sînt duratele de solidificare ; *1* — domeniul formării suflurilor interioare ; *2* — sufluri de suprafață ; *3* — aderențe mecanice ; *4* — calitate bună a suprafeței pieselor.

Suflurile exterioare au formă de adîncitură (crater) și diametrul cuprins între 1 și 15 mm (uneori chiar mai mult) ; cu alte cuvinte el depășește cu mult dimensiunile porilor din forme. După cum s-a arătat, suflurile interioare au în momentul formării lor diametrul egal cu cel al porilor.

Suflurile de suprafață sînt influențate mai ales de cel de-al doilea maxim de pe curba variației presiunii (fig. 7.41) : cu cît durata de solidificare este mai mare (grosimea peretelui mai mare, temperatura de turnare mai mare, răcirea mai înceată etc.) și presiunea gazelor mai ridicată, crește și tendința de formare a suflurilor interioare, precum și a celor exterioare.

Suflurile exterioare se formează în condițiile în care presiunea gazelor este cu puțin mai mare decît contrapresiunea : $p_f \geqslant p_m + p_c$ (fig. 7.41 — domeniul 2) ; cînd $p_f \geqslant p_m + p_c$ — se formează sufluri interioare (domeniul *1*), iar cînd $p_f < p_m + p_c$ are loc pătrunderea metalului în porii formei și se formează aderențe mecanice (domeniul *3*). Calitatea cea mai bună a suprafeței pieselor (fără sufluri și fără aderențe mecanice) se obține cînd $p_f \simeq p_m + p_c$.

Spre deosebire de suflurile exterioare tip crater (macrosufluri) care se formează pe baza pătrunderii mecanice a gazelor degajate de formă, suflurile exterioare de tip rugozitate (fig. 7.40, *b*) apar ca urmare a reacțiilor chimice generatoare de gaze care pot avea loc la suprafața de contact metal-formă

(tabelul 7.6). În aceste condiţii pot să apară numeroşi germeni de incluziuni de gaze, a căror presiune să depăşească cu puţin pe cea a metalului. Sursa de gaze la aceste sufluri, o poate constitui uneori însuşi metalul (gazele dizolvate).

Tabelul 7.6

Reacţii chimice între formă şi metalul lichid care generează gaze

Reacţii chimice	Condiţii de desfăşurare
$MgS + H_2S \rightarrow MgO + H_2S$	La turnarea fontelor tratate cu Mg ; H_2S gazos formează incluziuni (sufluri)
$H_2O_{vap} + [Al] = Al_2O_3 + [H]$	La turnarea oţelurilor ; Al din dezoxidant
$H_2O_{vap} + [C] = CO + 2\,[H]$	La turnarea fontelor cu pereţi subţiri în forme crude
$H_2O_{vap} + [Mn] = MnO + 2\,[H]$	
$H_2O_{vap} + [Fe] = FeO + 2\,[H]$	
$FeO + 2\,[H] = H_2O_{vap} + [Fe]$	
$2\,CO_g \rightarrow C_{gr} + CO_2$	În unele cazuri grafitul se depune pe suprafaţa suflurii

La turnarea aliajelor cu temperatură ridicată de topire şi supraîncălzire, stratul superficial al formei se poate înmuia sau chiar topi, ceea ce micşorează pînă la zero permeabilitatea la gaze a formei. Gazele degajate din metal şi din stratul topit se concentrează la suprafaţa de contact metal-formă şi nu pot să fie evacuate, astfel apar suflurile interioare, superficiale (microsufluri). Aceste sufluri sînt repartizate atît în metal, cît şi în stratul topit de silicaţi (materialul formei) şi au dimensiunile de 0,2...2 cm (fig. 7.42).

Un caz particular al formării suflurilor superficiale îl reprezintă suflurile tip sită, care sînt alungite, repartizate perpendicular pe suprafaţa de răcire şi pătrund la o adîncime de 1...8 mm în corpul piesei. Ele sînt descoperite de obicei în timpul tratamentului termic sau al curăţirii pieselor cu alice. Suprafaţa suflurilor este lucioasă, (cînd sînt închise) sau oxidată (cînd sînt deschise).

Aceste sufluri se întîlnesc la piesele din oţel şi din fontă cu grosime mică a pereţilor (20...40 mm) turnate în forme crude. Oţelurile cu carbon scăzut prezintă o tendinţă mai mare de formare a suflurilor.

O altă cauză a apariţiei suflurilor tip sită o constituie apariţia zonelor de condensare în părţile din formă opuse locului de alimentare a pieselor.

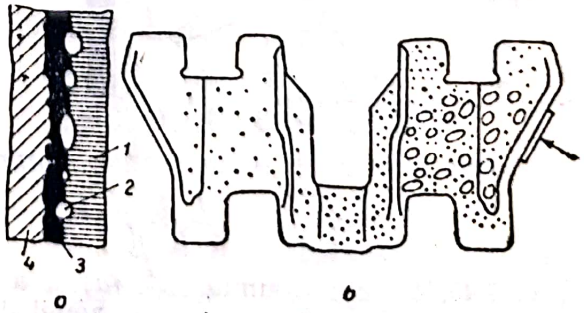


Fig. 7.42. Formarea incluziunilor gazoase superficiale *(a)* şi modul de repartizare a lor la o piesă turnată din oţel manganos *(b)* :
1 — metal lichid ; *2* — incluziuni gazoase ; *3* — stratul topit din formă ; *4* — forma.

Scanned with OKEN Scanner

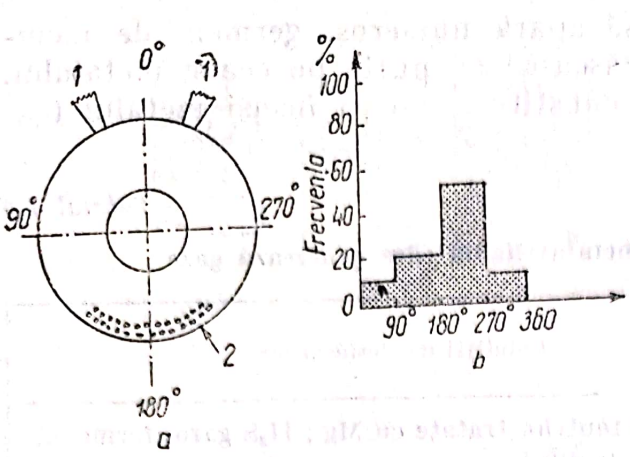


Fig. 7.43. Modul de repartizare a suflurilor superficiale față de locul de alimentare : *a* — repartizarea suflurilor în piesă ; *b* — frecvența repartizării în piesă față de locul de alimentare ; (*1* — alimentator ; *2* — sufluri).

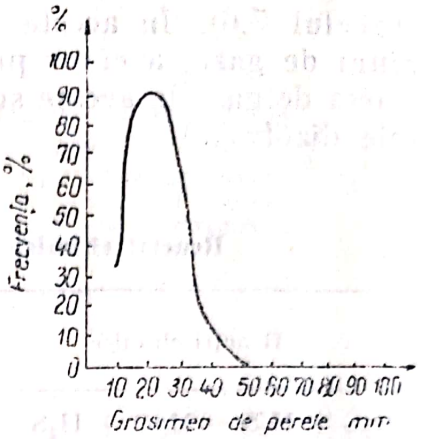


Fig. 7.44. Influența grosimii pereților piesei asupra frecvenței de apariție a suflurilor superficiale (subcrustă).

Din acest motiv, suflurile apar tocmai în zonele mai îndepărtate de alimentator (fig. 7.43), în piesele cu pereți subțiri (frecvența maximă a grosimii pereților de 13...25 mm (fig. 7.44).

Cu cît umiditatea din amestec și temperatura aliajelor sînt mai mari, cu atît zona de condensare se deplasează la distanțe mai mari și apare mai repede (fig. 7.45).

Mecanismul apariției suflurilor tip sită constă în difuzia hidrogenului rezultat din reacția metalului (de exemplu fontei) cu vaporii de apă degajați din zona de condensare, prin stratul de metal în curs de solidificare, înspre interiorul peretelui piesei (fig. 7.46). Difuzia hidrogenului are loc printre cristalite, de aceea și suflurile rezultate au forma alungită. În anumite cazuri pot să apară incluziuni de gaze prin reacția :

$$2\,H + FeO \rightarrow Fe + H_2O.$$

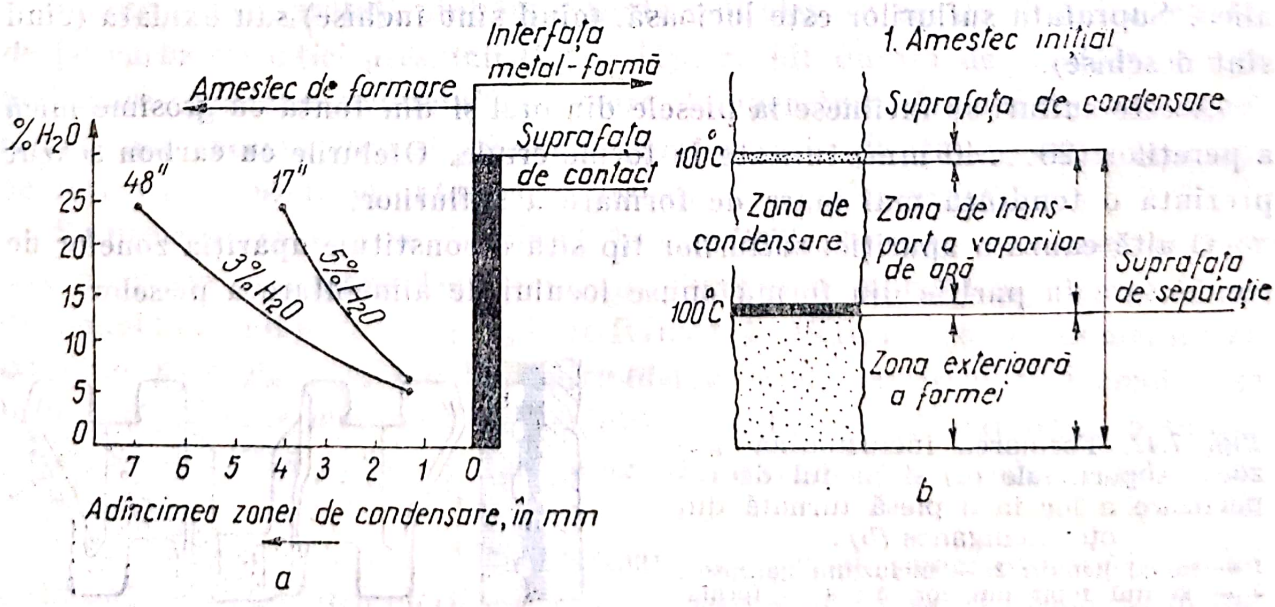


Fig. 7.45. Infleunța umidității (*a*) și a temperaturii de turnare (*b*) asupra apariției zonei de condensare.

Stratul de metal care acoperă aceste sufluri este aşa de subţire, încît după tratamentul termic al pieselor (turnate din oţel) aceste canale sînt descoperite, datorită degajării gazelor la încălzire, dînd aspectul unei site.

Prevenirea apariţiei acestor sufluri se face prin : folosirea amestecurilor cu umiditate mai mică ; prevederea canalelor de aerisire în zonele de condensare a umidităţii ; micşorarea conţinutului de hidrogen în metalele lichide.

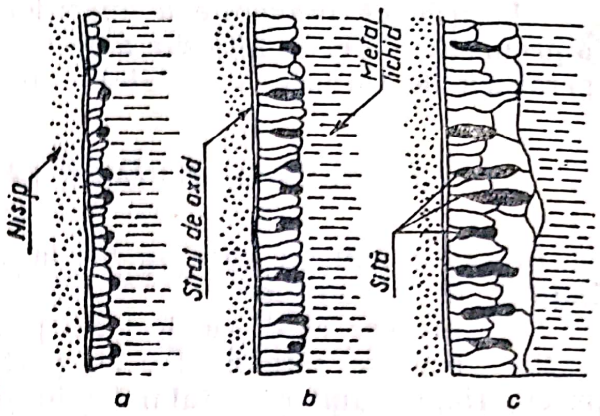


Fig. 7.46. Etapele de formare a suflurilor tip sită :
a — formarea *bulei* ; *b* şi *c* — creşterea bulei datorită difuziei hidrogenului.

În unele cazuri, apariţia suflurilor la suprafaţa pereţilor piesei este cauzată de evaporarea explozivă a unor microvolume de apă din peretele formei în contact cu metalul lichid (fig. 7.47). Dacă în timpul turnării apar şocuri dinamice, metalul lichid poate încălzi rapid, pînă la temperaturi ridicate, anumite zone de pe suprafaţa peretelui formei (fig. 7.47, *b*), ceea ce provoacă evaporarea bruscă, explozivă a apei conţinută în aceste zone. Vaporii cu tensiune ridicată pătrund în metalul lichid şi-l împing printre porii formei, în care se solidifică repede, ca urmare a contactului intim cu grăunţii de nisip (fig. 7.47, *c*). Prin aceasta se închid canalele pentru evacuarea vaporilor (permeabilitatea suprafeţei formei scade brusc) şi vaporii rămîn sub formă de sufluri în peretele piesei (fig. 7.47, *d*). Incluziunile de gaz se pot uni devenind tot mai mari. În unele cazuri golurile create astfel pot fi umplute din nou cu metal (fig. 7.47, *e*).

Trebuie subliniat faptul că suflurile de acest gen pot fi provocate numai în cazul şocului dinamic al metalului lichid pe suprafaţa formei. La umplerea lentă a cavităţii formei, fără şoc, vaporii care se formează la suprafaţa de contact pot izola la un moment dat materialul de formă (fig. 7.47, *a*) şi au posibilitatea să fie evacuaţi prin porii formei.

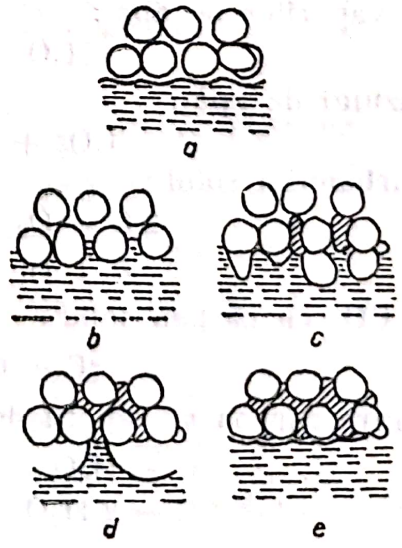


Fig. 7.47. Schema mecanismului de formare a suflurilor superficiale prin explozie :
a — formarea stratului de vapori la suprafaţa de contact ; *b* — pătrunderea metalului în porii formei ; *c* — solidificarea stratului de metal în porii formei ; *d* — formarea suflurilor prin evaporarea bruscă a apei ; *e* — umplerea suflurilor de către metal.

Scanned with OKEN Scanner

Măsurile de prevenire a apariţiei suflurilor sînt : micşorarea umidităţii, a proporţiei de bentonită din amestec, a gradului de îndesare a formei, a temperaturii de turnare a metalului, precum şi a vitezei de turnare.

7.5. PROCESE CHIMICE LA SUPRAFAŢA DE CONTACT

Procesele chimice care au loc la suprafaţa de contact aliaj-formă se pot împărţi în trei grupe :

1 — procese care au loc cu participarea fazelor solide ;

2 — procese care au loc cu participarea componenţilor solizi şi lichizi (interacţiunea dintre metalul lichid şi produsele de oxidare ale acestuia cu materialul formei) ;

3 — procese care au loc cu participarea fazelor gazoase.

Desfăşurarea proceselor din prima grupă este frînată de difuzia lentă în fazele solide şi de insuficienţa contactului dintre suprafeţele de reacţie.

Reacţiile din grupa a doua sînt limitate de timp, adică de perioada în care aliajul este în stare lichidă.

Dintre oxizii care se găsesc în formă, temperatură scăzută de topire o au oxizii de fier şi în consecinţă, importanţă capătă reacţiile dintre oxidul lichid FeO (sau topitura FeO—MnO) şi componentele amestecului de formare, reacţii în urma cărora apar compuşi de tipul $2\,FeO \cdot SiO_2$, $FeO \cdot SiO_2$, $MnO \cdot SiO_2$ sau silicaţi complecşi.

O amploare deosebită o au şi reacţiile grupei a treia, cu participarea fazelor gazoase. Temperaturile ridicate determină viteze mari ale proceselor de convecţie şi de difuzie moleculară ale componenţilor fazei gazoase.

Atmosfera gazoasă a formei joacă un rol deosebit în tendinţa de oxidare a aliajului, şi a realizării calităţii suprafeţei piesei turnate.

Din grupa reacţiilor cu participarea fazei gazoase la interfaţa aliaj-formă (cazul aliajelor feroase) se amintesc următoarele reacţii de oxidare :

$$2\,Fe + O_2 = 2\,FeO,$$
$$2\,Mn + O_2 = 2\,MnO ; \qquad (7.35)$$

arderea oxidului de carbon :

$$CO + 1/2\,O_2 = CO_2 ; \qquad (7.36)$$

disocierea vaporilor de apă :

$$H_2O = H_2 + 1/2\,O_2 ; \qquad (7.37)$$

reacţia gazului de apă :

$$CO_2 + H_2 = CO + H_2O ; \qquad (7.38)$$

arderea carbonului solid :

$$2\,C + O_2 = 2\,CO, \qquad (7.39)$$
$$C + O_2 = CO_2 ;$$

reducerea CO_2 cu carbon solid :

$$C + CO_2 = 2\,CO ; \qquad (7.40)$$

reacţia dintre carbon şi vaporii de apă :

$$C + H_2O = CO + H_2, \qquad (7.41)$$
$$C + 2\,H_2O = CO_2 + 2\,H_2 ;$$

Scanned with OKEN Scanner

disocierea hidrocarburilor :

$$CH_4 = C + 2H_2 ; \qquad (7.42)$$

reacţiile de oxidare-reducere :

$$Fe + H_2O = FeO + H_2, \qquad (7.43)$$

$$Fe + CO_2 = FeO + CO.$$

Reacţii care au loc în atmosfera din cavitatea formei. Cavitatea formei înainte de turnare conţine de obicei, oxigen, aer şi o cantitate neînsemnată de vapori de apă. La turnarea metalelor şi aliajelor au loc procese de disociere termică a componentelor organice din amestecurile de formare deci din formă, care în contact cu oxigenul se oxidează determinînd apariţia unei cantităţi mari de gaze.

Principalele gaze care se degajă în cazul formelor care conţin componente organice sînt următoarele : CO, CO_2, H_2, H_2O. Azotul nu este luat în considerare deoarece el nu participă la reacţie. Între componentele gazelor din cavitatea formei sînt posibile următoarele reacţii :

$$2CO + O_2 \rightleftharpoons 2CO_2$$

$$2H_2 + O_2 \rightleftharpoons 2H_2O \qquad (7.44)$$

$$CO_2 + H_2 \rightleftharpoons CO + H_2O.$$

Rapoartele $\frac{p_{CO}}{p_{CO_2}}$ şi $\frac{p_{H_2}}{p_{H_2}}$ pentru aceste reacţii caracterizează capacitatea de oxidare a atmosferei gazoase din cavitatea formei. La temperaturi constante, creşterea capacităţii de oxidare a atmosferei gazoase determină mărirea presiunii oxigenului, la echilibru şi invers (fig. 7.48).

Cu cît este mai mică afinitatea metalului sau a aliajului faţă de oxigen cu atît este mai mare presiunea oxigenului în condiţii de echilibru şi cu atît este mai importantă capacitatea de oxidare a atmosferei gazoase necesară pentru oxidarea metalului.

Reducerea oxizilor are loc în cazul cînd capacitatea reducătoare a atmosferei gazoase din cavitatea formei este mai mare sau depăşeşte o oarecare valoare critică. Dacă nu se menţine compoziţia dată a atmosferei atunci, la un moment dat, procesul de reducere se încetineşte şi poate să dispară.

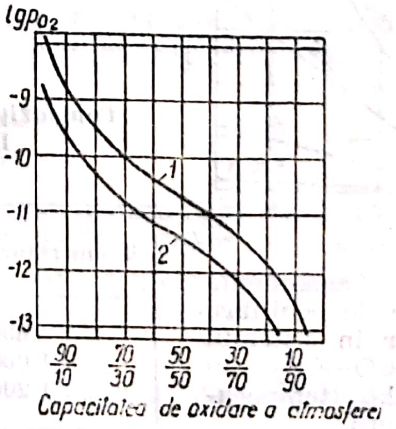


Fig. 7.48. Variaţia presiunii oxigenului în funcţie de capacitatea de oxidare a atmosferei gazoase din cavitatea formei la 1 000 K în sistemele : 1 CO_2—O_2 ; 2 H_2—O.

Din figura 7.49 rezultă că la un raport constant $\frac{p_{CO}}{p_{CO_2}}$, temperatura se mărește în cavitatea formei și determină micșorarea capacității de reducere a atmosferei gazoase $\left(\text{micșorarea raportului } \frac{p_{H_2}}{p_{H_2O}}\right)$.

Așadar vaporii de apă favorizează oxidarea suprafețelor pieselor turnate. Aceiași influență, o are și solubilitatea hidrogenului în metale care deplasează reacția de echilibru spre stînga.

Reacția de oxidare a carbonului solid din amestecul de formare. Carbonul în forma de turnare se poate găsi în stare liberă (amorf, coloidal, grafit, cristalizat, cocs, funingine etc.) și în stare legată (în constituția lianților : uleiuri, dextrină, bachelită, alți lianți organici).

În cavitatea formei există întotdeauna O_2, CO_2, H_2O. Între aceste gaze și carbon pot să aibă loc următoarele reacții :

$$\begin{aligned} C + O_2 &\rightleftharpoons CO_2 \\ 2C + O_2 &\rightleftharpoons 2CO \\ C + CO_2 &\rightleftharpoons 2CO \\ C + H_2O &\rightleftharpoons CO + H_2 \\ C + 2H_2O &\rightleftharpoons CO_2 + 2H_2. \end{aligned} \qquad (7.45)$$

Rolul carbonului în formele de turnare este deosebit de important ; cu cît temperatura este mai mare cu atît el posedă proprietăți mai bune de reducere. La temperaturi mai mari de 1 270 K carbonul reduce chiar și bioxidul de carbon $C + CO_2 \rightleftharpoons 2CO$ — adică determină desfășurarea reacției Belle-Boudouard. Această reacție are o importanță deosebit de mare în ceea ce privește procesele fizico-chimice la suprafața de contact metal-formă, întrucît poate determina un proces de carburare a metalului, de asemenea poate determina precipitarea carbonului în porii formei, de pildă în cazul formelor calcinate (forme obținute cu modele fuzibile) etc.

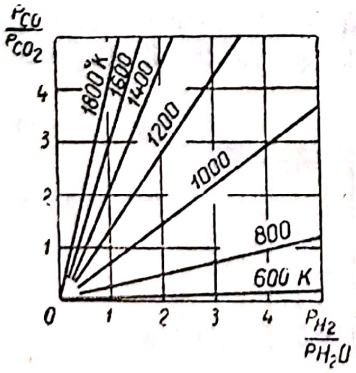


Fig. 7.49. Dependența presiunilor de echilibru ale gazelor în sistemul H_2—H_2O—CO—CO_2 în funcție de temperatură.

Compoziția atmosferei gazoase este dată în tabelul 7.7.

Tabelul 7.7

Compoziția atmosferei gazoase obținute în urma reacției Belle-Boudouard în funcție de temperatură

Temperatura, în °C	CO_2, în %	CO, în %
800	91,0	9,0
1 000	29,7	70,3
1 200	1,78	98,22

Scanned with OKEN Scanner

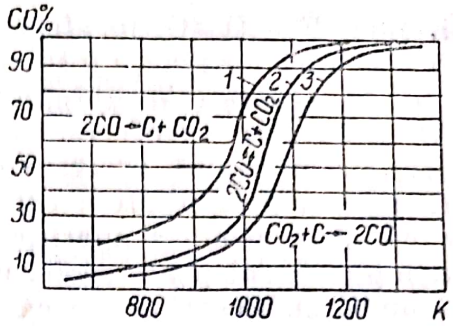


Fig. 7.50. Compoziţia gazelor în urma desfăşurării reacţiei *Belle-Boudouard* în funcţie de temperatură şi presiune :
1 — 0,01 MN/m² ; 2 — 0,1 MN/m² ; 3 — 1 MN/m².

Aşadar în intervalul de temperatură 800...1 200 K compoziţia gazelor se schimbă brusc. Creşterea presiunii deasupra sistemului determină mărirea constantei de echilibru, cu alte cuvinte determină deplasarea reacţiei în sensul formării bioxidului de carbon CO_2.

Dependenţa compoziţiei gazelor la echilibru în funcţie de temperatură şi presiune este dată în figura 7.50.

Dacă, compoziţia atmosferei gazoase în formă corespunde domeniului care se găseşte deasupra izobarei reacţiei chimice atunci : $p'_{CO} < p_{CO}$ şi $p'_{CO_2} < p_{CO_2}$. În acest caz $\Delta G > 0$, ceea ce înseamnă că în sistem este posibilă descompunerea oxidului de carbon.

Aşadar domeniul situat deasupra izobarei corespunde existenţei stabile a grafitului.

În domeniul care se găseşte sub izobară $p'_{CO} < p_{CO}$ şi $p'_{CO_2} < p_{CO_2}$ există posibilitatea desfăşurării reacţiei :

$$C + CO_2 \rightarrow 2\,CO.$$

Reacţia are loc pînă la atingerea stării de echilibru sau pînă la gazeificarea completă a carbonului.

Pentru realizarea unei atmosfere reducătoare în forma de turnare cu ajutorul reacţiei *Belle-Boudouard* este necesar să se asigure carbon liber în amestecurile de formare şi o temperatură ridicată.

Oxidarea suprafeţei piesei turnate în contact cu gazele din formă. Atmosfera gazoasă din formă conţine produse de oxidare a componentelor organice, de asemenea gaze neutre precum şi gaze provenite din disocierea componentelor formei în timpul încălzirii, şi anume CO, CO_2, H_2, H_2O etc. Prin reglarea condiţiilor exterioare se poate dirija procesul de oxidare a suprafeţei pieselor turnate, prin deplasarea acestor reacţii într-o direcţie sau alta.

Asupra proceselor de oxidare influenţează în cea mai mare măsură capacitatea de oxidare a atmosferei gazoase şi anume raportul :

$$\frac{p_{H_2O}}{p_{H_2}} \text{ şi } \frac{p_{CO_2}}{p_{CO}}.$$

La temperaturi mai mici de 1 083 K (810°C) oxidul de carbon după cum s-a arătat, are o afinitate mai mare faţă de oxigen decît hidrogenul. Aşadar la temperaturi mai joase predomină reacţia dintre metal şi oxizii lui cu oxizii de carbon CO şi CO_2, iar la temperaturi ridicate predomină reacţia cu H_2 şi H_2O.

Vaporii de apă măresc capacitatea de oxidare a atmosferei gazoase din cavitatea formei (fig. 7.49).

Scanned with OKEN Scanner

În sistemul Fe—O—C, în afară de reacţiile de oxidare a carbonului şi a fierului pot să aibă loc reacţii între oxidul de carbon cu aliajul şi cu oxizii lui.

Procesul de carburare la suprafaţa pieselor turnate. Adaosurile organice din amestecul de formare, în procesul de ardere, determină apariţia oxidului de carbon care preîntîmpină procesul de oxidare al aliajului.

Există însă şi posibilitatea reacţiei dintre oxidul de carbon şi aliaj, cu formarea de carburi, adică apariţia unui proces de carburare.

De exemplu, fierul poate să formeze cu carbonul compusul Fe_3C, reacţia desfăşurîndu-se cu absorbţie de căldură :

$$3\,Fe + C \rightleftharpoons Fe_3C. \tag{7.46}$$

Oxidul de carbon poate să intre în reacţie cu fierul şi să determine apariţia carburii de fier

$$3\,Fe + 2\,CO \rightleftharpoons Fe_3C + CO_2\,;$$

Deoarece carbura de fier se dizolvă în fier, atunci reacţia este deplasată spre dreapta, cu atît mai mult cu cît este mai mică proporţia de Fe_3C în soluţie.

În oţeluri, carbonul se găseşte de obicei sub formă legată (Fe_3C). În fonte carbonul se găseşte în stare liberă, legată şi sub formă de soluţie solidă.

Pentru reacţia de mai sus se poate scrie că :

$$K_p = \frac{p_{CO_2}}{p_{CO}^2} \cdot \frac{a_{Fe\,C}}{a_{Fe}^3}, \tag{7.47}$$

de unde

$$\frac{p_{CO_2}}{p_{CO}^2} = K_p \frac{a_{Fe}^3}{a_{Fe_3C}}. \tag{7.48}$$

Ştiind că $a_{Fe} \simeq 1$ şi că, carbura de fier este instabilă la temperaturi ridicate (adică $a_{Fe_3C} \simeq a_c$) se poate scrie :

$$\frac{p_{CO_2}}{p_{CO}} = K_p \frac{1}{a_c} \tag{7.49}$$

cînd $a_c \to 0$ rezultă $\frac{p_{CO_2}}{p_{CO}} = \infty$, adică $p_{CO} \to 0$ şi % CO $\to 0$.

Rezultă deci că la conţinuturi foarte mici de CO, reacţia de mai sus poate decurge, avînd loc o carburare a suprafeţei piesei turnate.

Cu cît este mai mare procentul de CO în cavitatea formei, cu atît va fi mai mare şi cantitatea de carbon dizolvată în fier.

Carbonul dizolvat, în stare liberă sau legat, va reacţiona cu ajutorul oxigenului dizolvat conform reacţiilor :

$$[Fe_3C] + [FeO] \rightleftharpoons 4\,\{Fe\} + \{CO\}, \tag{7.50}$$
$$[C] + [FeO] \rightleftharpoons \{Fe\} + \{CO\}.$$

Constantele de echilibru ale acestor reacţii se scriu astfel :

$$K_{p_{Fe_3C}} = p_{CO} \frac{a_{Fe}''}{a_{FeO} \cdot a_{Fe_3C}} \simeq p_{CO} \frac{1}{a_{FeO} \cdot a_{Fe_3C}}, \tag{7.51}$$

$$K_p = p_{CO} \frac{a_{Fe}^{+4}}{a_{FeO} \cdot a_C} \approx p_{CO} \frac{1}{a_{FeO} \cdot a_C}. \tag{7.52}$$

Scanned with OKEN Scanner

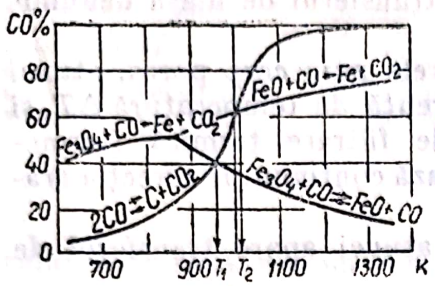


Fig. 7.51. Dependența gradului de carburare al suprafeței piesei turnate în funcție de temperatură și de suprafața fazei gazoase.

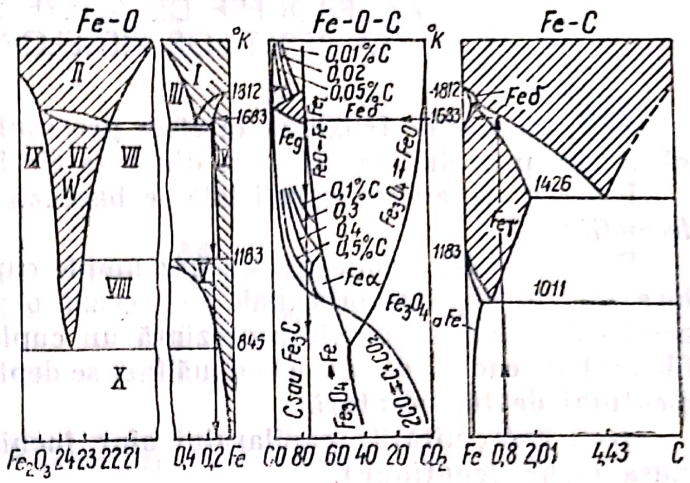


Fig. 7.52. Schema diagramelor suprapuse Fe-O; Fe-O-C și Fe-C.

Rezultă deci că, cu cît este mai mare concentrația oxidului de carbon în cavitatea formei, cu atît mai puțin se oxidează aliajul feros și cu atît mai mult se carburează.

De acest lucru trebuie să se țină seama mai ales în cazul turnării aliajelor feroase în forme cu modele care se gazeifică:

Dacă pe diagrama de echilibru *Belle-Boudouard* se trasează prin linii paralele conținuturi egale de carbon, atunci se poate determina dependența gradului de carburare al suprafeței pieselor turnate în funcție de temperatură și compoziția fazei gazoase din cavitatea formei (fig. 7.51).

Creșterea temperaturii aliajului, la o compoziție constantă a gazelor din cavitatea formei, favorizează arderea carbonului și saturația aliajului cu oxizii săi. În același sens influențează creșterea capacității de oxidare a atmosferei gazoase din formă.

Procesele de oxidare a suprafeței piesei turnate în formă pot fi reprezentate de diagrama ternară Fe—O—C (fig. 7.52).

Cu ajutorul acestei diagrame se poate determina compoziția fazei gazoase în vederea obținerii unor suprafețe neoxidate a piesei turnate, precum și cantitatea maximă de oxigen dizolvată în fier.

Cu cît este mai mare greutatea piesei turnate, cu atît procesul de carburare a suprafeței va fi mai intens precum și cel de saturație în oxigen.

Din acest motiv, în cazul turnării pieselor din fontă, se introduce în amestecul de formare adaos carbonic.

În cazul oțelurilor cu conținut scăzut de carbon atmosfera reducătoare în formă, rezultă ca urmare a proceselor de ardere incompletă a adaosurilor organice din amestec care poate să determine un proces de carburare a suprafeței piesei turnate.

Scanned with OKEN Scanner

7.6. PROCESE DE ALIERE SUPERFICIALĂ A PEREȚILOR PIESELOR TURNATE

Prin aliere superficială se înțelege procesul de creștere a conținutului unor elemente, prin difuzia acestora din peretele formei în masa metalică.

Procesul de aliere superficială se bazează pe transferul de masă denumit *termofiltrare.*

Dacă un aliaj lichid sau un gaz umple capilarele unui corp poros, atunci la extremitățile acestor canale se creează o diferență de temperatură ΔT, și acest sistem termodinamic reprezintă un cuplu de filtrare termică (termofiltrare) în cadrul căruia cele două faze se deplasează continuu, în direcția gradientului de temperatură.

Dacă extremitățile capilarului sînt închise, atunci apare transferul de masă închis (continuu).

Fluxul de substanță în deplasare și viteza de deplasare, în acest caz sînt proporționale cu forța care intră în acțiune $\left(\frac{\Delta p}{L}\right)$:

$$q = k \cdot s \cdot \frac{\Delta p}{L}. \qquad (7.53)$$

Transferul de căldură determinat de deplasarea lichidului în capilarele corpului poros este mult mai mare decît transferul de căldură realizat în condiții de conductivitate.

În cazul filtrării termice, componentele ușor fuzibile se concentrează la capătul cald al capilarului ceea ce determină deplasarea fazelor segregate spre frontul de solidificare al aliajului și intensifică procesul de aliere superficială.

În afară de gradientul de temperatură, transferul de masă poate fi influențat și de următorii factori:

— diferența potențialelor electrice care au loc în timpul mișcării de la anod la catod;

— diferența tensiunilor superficiale, a presiunilor exterioare, a diferențelor de concentrație, a diferențelor de potențiale chimice etc.

Influența factorilor enumerați mai sus în cazul realizării alierii superficiale este complexă.

Tehnica alierii superficiale constă în aplicarea unui strat de vopsea refractară pe formă, vopsea care conține elementele de aliere dorite.

În timpul contactului dintre aliaj și formă, ia naștere o circulație de fază lichidă între capilarele piesei și cele din stratul de vopsea, ceea ce conduce în final la saturația superficială a stratului din piesă cu elementul necesar.

Procesele care au loc la suprafața de contact metal-formă, în acest caz, se pot desfășura conform următoarelor scheme:

Cazul I: elementul din stratul de vopsea are o temperatură de topire mai mică decît aliajul din care se toarnă piesa (fig. 7.53).

Stratul de vopsea sau materialele din vopsea, în stare lichidă, se găsesc în capilarele care se formează de către scheletul metalic, obținut prin solidificarea porțiunilor de metal care au pătruns în porii stratului de vopsea.

Aceste capilare comunică cu faza lichidă prin intermediul peretelui piesei turnate. În aceste condiții stratul de fază lichidă din capilare, care se găsește în vecinătatea peretelui capilarelor, formează prima ramură a cuplului termodinamic, în timp ce straturile de fază lichidă din zona axială a capila-

Scanned with OKEN Scanner

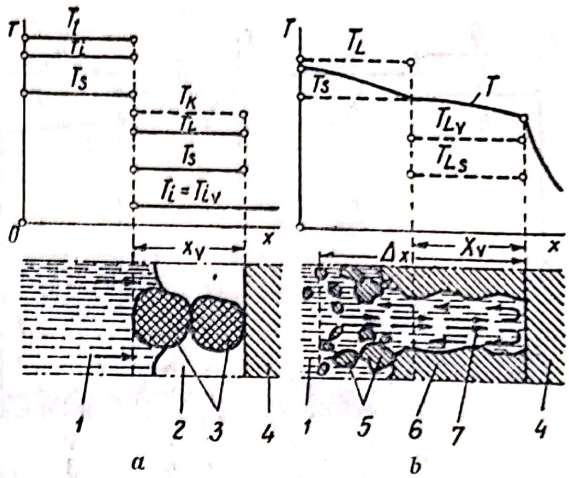


Fig. 7.53. Schema filtrării termodinamice a fazei lichide la începutul *(a)* şi la sfîrşitul *(b)* procesului de aliere superficială :
1 — metal lichid în peretele piesei ; 2 — capilarele din stratul de vopsea ; 3 — grăunţii din stratul de vopsea ; 4 — formă ; 5 — cristalite din peretele piesei ; 6 — peliculele de metal solidificate în stratul de vopsea ; 7 — grăunţii din vopsea topiţi.

rului, formează a doua ramură a cuplului termodinamic. În acest fel apare o filtrare circulară a fazei lichide, sub acţiunea diferenţei de potenţial amintită mai sus. Ca urmare a deplasării unuia din straturile de fază lichidă din capilare, de exemplu a celei axiale, aliajul lichid pătrunde în porii din stratul de vopsea, în timp ce porţiunile din vecinătatea pereţilor capilarelor, introduc elemente din stratul de vopsea în peretele piesei.

În felul acesta piesa se obţine aliată, pe o adîncime ΔX (lungimea zonei circulare de transfer de masă), care variază cu timpul.

În primul moment, după turnarea aliajului în formă, lungimea ΔX este egală cu X_3 apoi în timpul solidificării piesei, timp în care apare zona bifazică la temperatură $T < T_1$, mărimea lui ΔX creşte pe seama unirii capilarelor din stratul de vopsea cu cele dintre cristalitele zonei bifazice.

Cazul II : elementul de aliere din vopsea are o temperatură de topire mai mare ca aliajul din care se toarnă piesa (fig. 7.54).

În acest caz, aliajul lichid pătrunde în capilarele stratului de vopsea, se sudează cu pereţii acestuia şi numai după aceea se solidifică. Adîncimea de aliere $\Delta X = X_3$ este în acest caz egală cu grosimea stratului de vopsea. Dacă aliajul care pătrunde în porii (capilarele) stratului de vopsea mai păstrează o oarecare fluiditate atunci în el pot să apară curenţi de filtrare, de circulare sub acţiunea diferenţelor de potenţial corespunzătoare.

Această mişcare nu poate să schimbe aspectul general al alierii ($\Delta X = X_3$) deoarece pe durata scurtă de solidificare a stratului superficial al peretelui piesei turnate, aliajul lichid nu este capabil să dizolve o cantitate importantă din materialul stratului de vopsea.

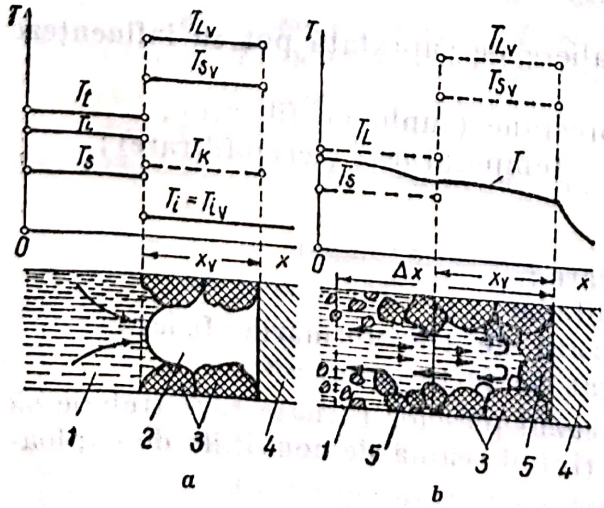


Fig. 7.54. Schema filtrării termodinamice a fazei lichide la începutul *(a)* şi sfîrşitul procesului de aliere superficială *(b)* :
1 — metal lichid în peretele piesei ; 2 — capilare în stratul de vopsea ; 3 — grăunţii stratului de vopsea ; 4 — forma ; 5 — cristalele din peretele piesei.

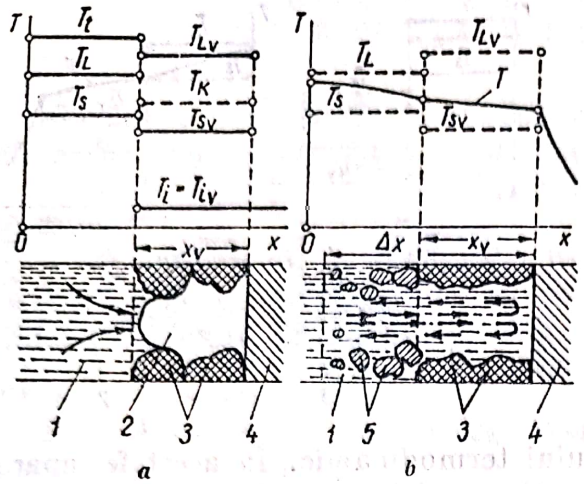


Fig. 7.55. Schema filtrării termodinamice a fazei lichide la începutul *(a)* şi sfîrşitul procesului *(b)* de aliere superficială :

1 — metal lichid în peretele piesei ; *2* — capilare în stratul de vopsea ; *3* — grăunţii din stratul de vopsea ; *4* — formă ; *5* — cristalite din peretele piesei.

Cazul III : temperaturile de topire ale aliajului piesei şi ale elementului de aliere din stratul de vopsea sînt aproape egale (fig. 7.55).

Acest caz este cel care conduce la rezultate mulţumitoare şi se bazează pe procesul de pătrundere a aliajului în porii stratului de vopsea şi pe procesul de topire a suprafeţei granulelor din stratul de vopsea.

Stratul de vopsea şi stratul superficial al peretelui piesei turnate formează un sistem de capilare în care are loc o mişcare termodinamică a fazei lichide şi anume a fazei complexe constituită din faza metalică şi nemetalică din stratul de vopsea.

O ramură a cuplului termodinamic (de exemplu stratul axial din capilare) introduce metalul în porii stratului de vopsea, iar cealaltă ramură a cuplului termodinamic (învecinată cu peretele capilarului) introduce material din stratul de vopsea în interiorul peretelui piesei turnate.

Mişcarea fazei lichide în capilarele piesei şi în stratul de vopsea este însoţită de o repartizare selectivă a elementelor.

Intensitatea transferului de masă se micşorează în timp, datorită reducerii secţiunilor tuturor canalelor. Procesul de filtrare în stratul de aliere ΔX încetează atunci cînd frontul de solidificare al piesei turnate părăseşte acest strat, cu alte cuvinte atunci cînd capilarele sînt izolate între ele.

Cu toate acestea, procesul de transfer de masă (şi deci procesul de aliere) nu se termină în acest moment al solidificării deoarece intră în acţiune forţele de difuzie, ceea ce va influenţa asupra egalizării concentraţiilor elementelor în limitele unor microvolume.

În concluzie, asupra procesului de aliere de suprafaţă pot să influenţeze următoarele diferenţe de potenţial :

Δp — diferenţă de potenţial de presiune (cuplu de filtrare) ;
ΔT — diferenţă de potenţial de temperatură (termofiltrare) ;
$\Delta \varphi$ — cuplu de electrofiltrare ;
ΔC — cuplu de filtrare chimică ;
Δv_p — cuplu determinat de umectare ;
Δv_a — diferenţă de potenţial de difuzie ;
Δv_f — diferenţa de potenţial cauzată de transformările fizice ;
Δv_c — diferenţa de potenţial cauzat de forţe chimice.

Alierea superficială se utilizează în cazul pieselor turnate care trebuie să posede o duritate ridicată la suprafaţă ţinînd seamă de condiţiile de exploatare (uzură abrazivă excesivă).

Scanned with OKEN Scanner

BIBLIOGRAFIE

1. Albiță, Gh., Rădulescu, C., *Bazele proceselor de turnare a metalelor și aliajelor*, București, Editura tehnică, 1970.
2. Arsentiev, P. P., Coledov, L. A., *Metalliceschie rasplavi i ise svoistva*, Moscova, Metallurghia, 1976.
3. Balandin, G. F., Vasiliev, V. A., *Fizico-himiceskie asnovi liteinovo proizvodstva*, Moscova, Mașinostroenie, 1971.
4. Balandin, G. F., *Asnovi teorii formirovania otlivki*. Moscova, Mașinostroenie, 1976.
5. Balandin, G. F., *Kristallisation und Kristallstruktur in Gissstücken*, Leipzig, VEB Deutscher Verlag für Grundstoff-industrie, 1975.
6. Balandin, G. F., *Formirovanie cristallicescovo stroenia otlivok*. Moscova, Mașinostroenie, 1973.
7. Beeley, P. R., *Foundry Technology*. London, Butterworths, 1972.
8. Bird, R. B., ș.a. *Transport phenomena*. New York, John Willey and Sonus, Inc. 1960.
9. Brabie, V., *Formation of inclusions in steel by air reoxidation during teeming*. Royal Institute of Technology Stockholm. Teza de doctorat, 1976.
10. Brabie, V., Bratu, C., Chira, I., *Elaborarea și turnarea oțelului*, București, Editura didactică și pedagogică, 1979.
11. Brabie, V., *Some considerations on the behaviour and reactions of the air bubbles with molten steel*. Buletinul Institutului Tehnologic Regal din Stokholm. TRITA MEL 020, 1976.
12. Brabie, V., Kawakami, M., *Considerations on the effect of air reoxidation on the mechanism of formationof macroinclusions*. Tetsu-to Hagane, nr. 61, 1975.
13. Brabie, V., Kawacami, M., Eketorp, S., *The mechanism of formation of oxide macroinclusions studied by blowing pure oxygen into molten steel*. Scand. J. oj Met., nr. 4, 1975.
14. Briscan, D. *Bazele teoretice ale turnării*, București, Editura didactică și pedagogică, 1966.
15. Cohn, W. R., *Physical Metallurgy* (Cap. 9 Tiller), North-Holland Publishing Company, Amsterdam, 1965.
16. Cernogorov, I. V., Vasin, Iu., O., *Polucenie otlivok s cistoi poverhnostiu*, Moscova, Mașghiz, 1961.
17. Chalmers, B., *Principles of Solidification*. Wiley John and sons, Inc. New-York London Sudney (1964).
18. Davies, J. G., *Solidification and Casting*. London, Applied science, Pub. Ltd, 1973.

Scanned with OKEN Scanner

19. Dubitkii, G. M., *Litnicovie sistemi*, Moscova, Maşghiz, 1962.
20. Dobrescu, L., *Fenomene de suprafaţă la metale şi aliaje*. Bucureşti, Editura Academiei R.S.R., 1979
21. Doherty, R. D., Melford, D. A., *Solidification and microsegregation in killed steel ingots with particularly reference to 1% C, 1,5% Cr steel*. Journal of the Iron and Steel Institute, 204 (1966), 11.
22. Efimov, V. A., *Razlivca i cristallizaţia stali*, Moscova, Metallurghia, 1976.
23. Flemings, C. M., *Application of Solidification Theory to Large Castings and Ingots*. The Solidification of Metals, ISI Publication, 110, The Iron and Steel Institute, London, 1968.
24. Flemings, M., Nereo, E. G., *Macrosegregation*. Part. I. Trans. AIME, vol. 239, spet. 1967.
25. Flemings, M. ş.a., *Macrosegregation*. Part. II. Trans. AIME, vol. 242, ian. 1968.
26. Flemings, M., Nereo, E. G., *Macrosegregation*. Part. III, Trans. AIME, vol. 242, ian. 1968.
27. Flemings, C. M., *Solidification processing*. New York, Mc Graw-Hill, Book Company Inc., 1974.
28. Flinn, A. R., *Fundamentals of metal casting*. London, Addison Wesley Pub. Comp. Inc., 1963.
29. Fredriksson, H., Hillert, M., *Eutectic and monotectic formation of MnS in steel and cast iron*. J. ISI, feb., 1971.
30. Fredriksson, M., *The solidification Sequence in on 18.8 stainless steel, investigated by directional solidification*. Met. Trans. vol. 3, nov. 1972.
31. Fredriksson, H., Hillert, M., *On the formation of the central equiaxied zone in ingots*. Met. Transactions, vol. 3, feb., 1972.
32. Fredriksson, H., *On the structure of dendrites of FCC Metals formed from liquid alloy*. Scand. J. of Met. nr. 1, 1972.
33. Fredriksson, H., *Relation between faceted and dendritic growth of crystals*. Jernkantorets Ann. vol. 155, 1971.
34. Fredriksson, H., *Segregation phenomena in iron base alloys*. Scand. J. of Met. nr. 5, 1976.
35. Gâdea, S., Petrescu, M., *Metalurgia fizică şi studiul metalelor*, Bucureşti, Editura didactică şi pedagogică, 1979.
36. Gâdea, S. şi colectiv, *Manualul inginerului metalurg*. vol. I. Bucureşti, Editura tehnică, 1978.
37. Georgescu, L. ş.a., *Fizica stării lichide*, Bucureşti, Editura didactică şi pedagogică, 1976.
38. Geru, N., *Proprietăţile metalelor şi metode fizice de control*, Bucureşti, Editura didactică şi pedagogică, 1967.
39. Golikov, I. N., Maslenkov, S. B., *Dendritnaia licvaţia v staliah i splavah*. Moscova, Metallurghia, 1977.
40. Guleaev, B. B., *Teoria liteinih proţessov*. Leningrad, Maşinostroenie, 1976.
41. Ghirsovici, N. G., *Cristallizaţia i svoistva ciuguna v otlivkah*, Moscova, Maşinostroenie, 1966.
42. Hara, O. S., Tiller, A. W., *On the mechanisms of cristal multiplication during solidification in the presence of fluid motion*. Trans. Met. Soc. AIME 239 (1967), 4.
43. Heine, W. R., Rosenthal, C. P., *Principles of metal casting*. New York, Mc Graw-Hill Book Comp. 1955.
44. Hvorinov, N., *Zatverdevanie otlivok*, Moscova, 1955.
45. Hvorinov, N. I., *Cristallizaţia i neodnorodnosti stali*, Maşghiz, 1958.

Scanned with OKEN Scanner

46. Iamandi, G., Petrescu, V., *Mecanica fluidelor*, București, Editura didactică și pedagogică, 1978.
47. Ionescu, D., *Introducere în hidraulică*, București, Editura tehnică, 1977.
48. Jackson, A. K., Hunt, D. J., Uhlmann, R. D. ach Seward, P. T., *On the origin of the equiaxed zone in castings*. Trans. Met. Soc. AIME 236 (1966).
49. Jukovskii, S. S., Liass, A.M., *Formi i sterjni iz holodnotverdeianștih smesi*, Moscova, Mașinostroenie, 1978.
50. Kattamis, Z. T. och Flemings, C. M., *Dendrite Structure and Grain Size of Undercooled melts*. Trans. Met. Soc. AIME, 236, (1966).
51. Kattamis, Z. T. och Flemings, C. M., *Dendrite Morphology, Microsegregation and Homogenization of Low-Alloy Steel*. Trans. Met. Soc. AIME 233 (1965).
52. Karnojițkii, V. N. ș.a., *Optimizația teplofiziceskih proțessov litia*. Kiev, 1977.
53. Kreith, F., *Principles of heet transfer*. New York. Intext Educational Publishers, 1973.
54. Kumanin, I. B., *Voprosî teorii liteinih proțessov. Formirovanie otlivok v proțesse zatverdevania i ohlajdenia splava*, Moscova, Mașinostroenie, 1976.
55. Malm, S., *Influence of Si and Mn on the solidification of 1,5% C 11% Cr steels*. Scand. J. of Met. nr. 5, 1976.
56. Malțev, V. M., *Modificarea structurii metalelor și aliajelor*, București, Editura tehnică, 1966.
57. Mantea, Șt., Geru, N., Dulămiță, T., Rădulescu, M., *Metalurgie fizică*, București, Editura tehnică, 1970.
58. Medvedev. I. Ia. *Gazî v liteinoi forme*, Moscova, Mașinostroenie, 1965.
59. Melford, A. D. och Granger, A. D., *Relationship between Microsegregolion and Macrostructure in Killed Steel Ingots. The Solidification of Metals*. ISI Publication, 110, The Iron and Steel Institute. London, 1968.
60. Momose, A., *On the formation mechanism of negative segregation zone of larges steel ingots*. Transaction ISI J., nr. 9 (1969).
61. Movcean, V. A., *Microscopiceskaia neodnorodnost v litih splavah*, Moscova, Mașinostroenie, 1968.
62. Nehendzi, I. A., *Turnarea oțelului*, București, Editura tehnică, 1952.
63. Newell, W. C., *The casting of steel*. London, Pergamon Press, 1975.
64. Neimark, V. E., *Modifițirovannîe stalnoi slitok*, Moscova, Metallurghia, 1977.
65. Ohno, A., *The solidification of metals*, Tokio, Chijin Shokan Co. Ltd., 1976.
66. Oprea, Fl. ș.a., *Teoria proceselor metalurgice*, București, Editura didactică și pedagogică, 1978.
67. Pribyl, I., *Zatverdevanie i pitanie otlivok*, Moscova, 1957.
68. Pribyl, I., *Nekatorîe voprosî liteinoi teorii*, Moscova, Mașghiz, 1961.
69. Pribyl, I., Gaidusek, J., Havlicek, F., *Viroba tezench ocelovych odlitku*, Praga, SNTL, 1963.
70. Pribyl, I., *Teoria liteinih proțessov*, Moscova, Mir, 1967.
71. Rabinovici, B. V., *Grundlagen der Giess und Speisetechnik für Sandformguss*. Leipzig, Veb Deutscher Verlag für Grundstaffindustrie, 1978.
72. Rădulescu, C., Albiță, Gh., *Rețele de turnare*. București, Editura tehnică, 1978.
73. Rabinovici, B. V., *V vedenie v liteinuiu ghidravlicu*. Moscova, Mașinostroenie, 1966.
74. Râjikov, A. A., *Tehnologhiceskie osnovi liteinovo proizvodstva*, Moscova, Mașinostroitehnoi literaturi, 1962.
75. Rău, Al., Tripșa, I., *Metalurgia oțelului*, București, Editura didactică și pedagogică, 1974.
76. Richardson, D. F., *Physical of melts in metallurgy*, vol. I, II. London și New York Academic Press, 1974.

Scanned with OKEN Scanner

77. Rijikov, A. A., *Teoreticeskie asnovi litelnovo proistvodslvo. Moscova*, Maşinostroitehnoi literaturî, 1961.
78. Samoilovici, Iu. A., *Formirovanie slitka*, Moscova, Metallurghia, 1977.
79. Sofroni, L., Cernat, C., Bratu, C., *Bazele teoretice ale turnării* (îndrumar de laborator), Bucureşti, I.P.B., 1974.
80. Sofroni, L., *Elaborarea şi turnarea aliajelor*, Bucureşti, Editura didactică şi pedagogică, 1975.
81. Sofroni, L. ş.a., *Fonta cu grafit nodular*, Bucureşti, Editura tehnică, 1978.
82. Sofroni, L. ş.a., *Fonte modificate*, Bucureşti, Editura tehnică, 1971.
83. Sofroni, L. ş.a., *Fonte speciale*, Bucureşti, Editura tehnică, 1974.
84. Szekely, I., Themelis, I. N., *Rate phenomena in process metallurgy*. New York, Wiley-Interscrience a Division of John Wiley and Sous, dec. 1971.
85. Sylnia, G. J., *Cast metals tehnology*. Ontario Addison-Wesley Publishing Company, 1972.
86. Takanashi, T. ş.a., *The effect of fluid flow on the macrosegregation in steel ingot*. Trans. ISIJ., vol. 16, 1976.
87. Tibrik, A. N., *Fizico-himiceskie protessî v contactnoi zone metall-forma*. Kiev, Naukova Dumca, 1977.
88. Tiller, W. A., *Solute segregations during ingot solidification*. Journal of the Iron and Steel Institute, 192 (1959).
89. Timofeev, G. I., *Mehanica splavov pri cristallizaţii slitcov i otlivok*, Moscova, Metallurghia, 1977.
90. Tripşa. I., Dragomir, I., *Teoria proceselor siderurgice*, Bucureşti, Editura didactică şi pedagogică, 1972.
91. Tripşa, I., Oprea Fl., Dragomir, I., *Bazele teoretice ale metalurgiei extractive*. Bucureşti, Editura tehnică, 1967.
92. Turkdogan, E. T., *Causes and effects of deoxidation occuing during coolding and solidification of steel*. Trans. of AIME, vol. 233, dec. 1965.
93. Vasilevskii, P. F., *Tehnologhia stalnovolitia*, Moscova, Maşinostroenie, 1974.
94. Veinik, A. I., *Termodinamica liteinoi formi*, Moscova, Maşinostroenie, 1958.
95. Veinik, A. I., *Teoria zatverdevania otlivki*, Moscova, Maşghiz, 1960.
96. Vîlcu, R., *Termodinamică chimică*, Bucureşti, Editura tehnică, 1975.
97. Vascenko, K. I., Sofroni, L., *Fonta cu grafit nodular*, Bucureşti, Editura tehnică, 1957.
98. Vetiska, A. şi colectiv, *Teoretike zakladi slevarenske technologie*, Praga, SNTL/ALFA.
99. Winegard, W., *Introduction á la solidification des métaux*. Paris, Dunod, 1971.
100. Wlodawer, R., *Directional solidification of steel castings*. Oxford, Londra, Edinburgh, New York, Toronto, Paris, Pergamonn Press, 1966.

Scanned with OKEN Scanner

Coli de tipar 29. B.T. 27.10.1980.
Format 16/70×100. Apărut 1980.

I. P. „Oltenia" Craiova
Str. M. Viteazul, nr. 4
Republica Socialistă România

Plan 5944/171/1980

Scanned with OKEN Scanner